



# Solidification en brassage rotatif d'un alliage Al-Cu

Thanh Linh Nguyen

## ► To cite this version:

Thanh Linh Nguyen. Solidification en brassage rotatif d'un alliage Al-Cu. Electromagnétisme. INSTITUT NATIONAL POLYTECHNIQUE DE GRENOBLE, 1989. Français. NNT : . tel-01340754

**HAL Id: tel-01340754**  
**<https://hal.science/tel-01340754>**

Submitted on 1 Jul 2016

**HAL** is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

# **THESE**

présentée par

**NGUYEN THANH LINH**

Pour obtenir le titre de DOCTEUR

**de l'INSTITUT NATIONAL POLYTECHNIQUE DE  
GRENOBLE**

(Arrêté ministériel du 23 novembre 1988)

Spécialité : Sciences des matériaux

---

**Solidification en brassage rotatif d'un alliage Al - Cu**

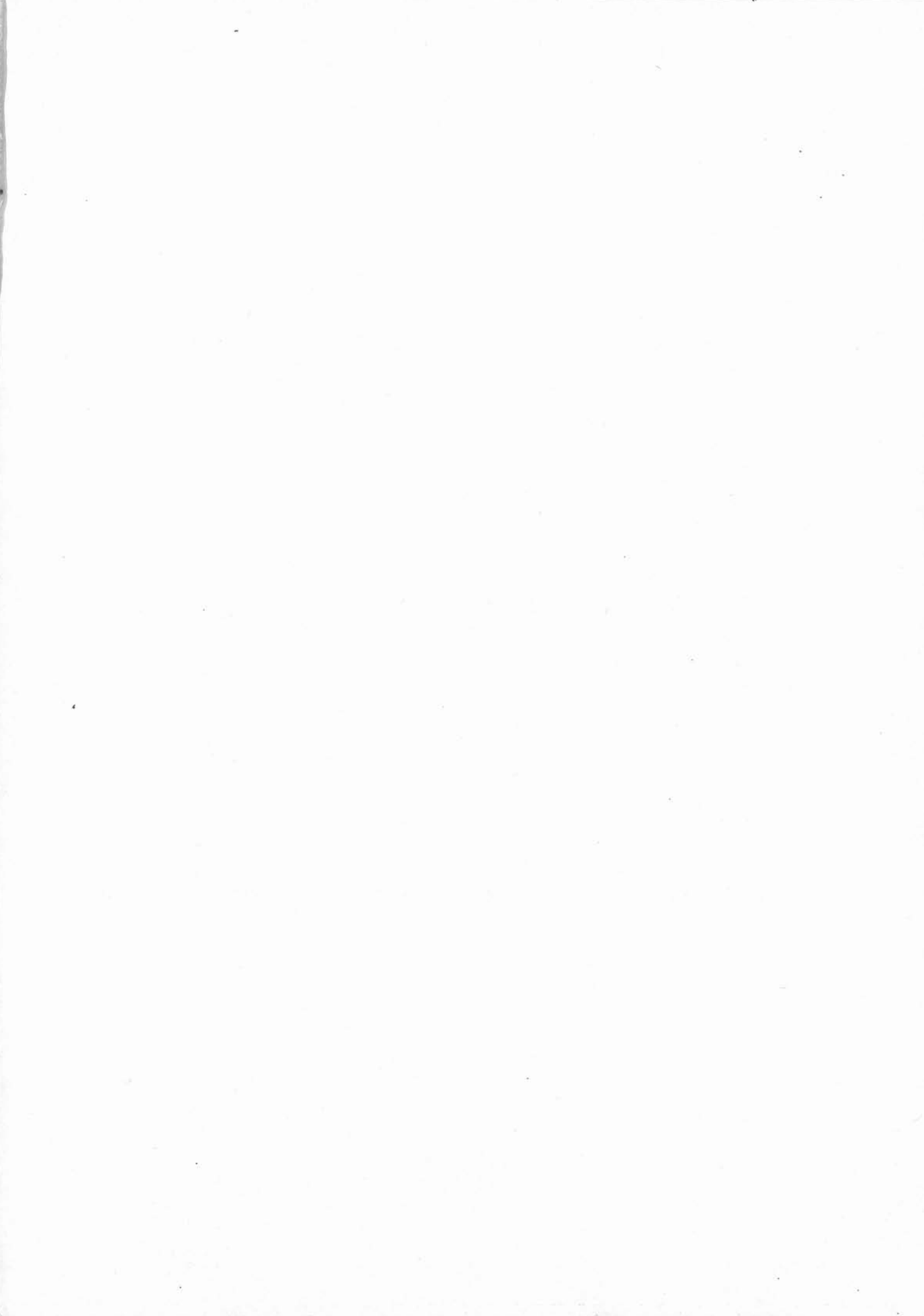
---

Date de soutenance : 19 décembre 1989

Composition du jury :

M. P. HICTER	Président
M. G. LESOULT M. M. SUERY	Rapporteurs
M. F. DURAND	Examineur

Thèse préparée au sein du Laboratoire MADYLAM



# INSTITUT NATIONAL POLYTECHNIQUE GRENOBLE

46 avenue F. Viallet - 38031 GRENOBLE Cedex -

Tél : 76.57.45.00

ANNEE UNIVERSITAIRE 1989

Président de l'Institut  
Monsieur Georges LESPINARD

## PROFESSEURS DES UNIVERSITES

ENSERG	BARIBAUD	Michel	ENSPG	JOST	Rémy
ENSIEG	BARRAUD	Alain	ENSPG	JOUBERT	Jean-Claude
ENSPG	BAUDELET	Bernard	ENSIEG	JOURDAIN	Geneviève
INPG	BEAUFILS	Jean-Pierre	ENSIEG	LACOUME	Jean-Louis
ENSERG	BLIMAN	Samuel	ENSIEG	LADET	Pierre
ENSHMG	BOIS	Philippe	ENSHMG	LESIEUR	Marcel
ENSEEG	BONNETAIN	Lucien	ENSHMG	LESPINARD	Georges
ENSPG	BONNET	Guy	ENSPG	LONGUEUE	Jean-Pierre
ENSIEG	BRISSONNEAU	Pierre	ENSHMG	LORET	Benjamin
IUFA	BRUNET	Yves	ENSEEG	LOUCHET	François
ENSHMG	CAILLERIE	Denis	ENSEEG	LUCAZEAU	Guy
ENSPG	CAVAIGNAC	Jean-François	ENSIEG	MASSE	Philippe
ENSPG	CHARTIER	Germain	ENSIEG	MASSELOT	Christian
ENSERG	CHENEVIER	Pierre	ENSIMAG	MAZARE	Guy
UFR PGP	CHERADAME	Hervé	ENSIMAG	MOHR	Roger
ENSIEG	CHERUY	Arlette	ENSHMG	MOREAU	René
ENSERG	CHOVET	Alain	ENSIEG	MORET	Roger
ENSPG	COHEN	Joseph	ENSIMAG	MOSSIÈRE	Jacques
ENSEEG	COLINET	Catherine	ENSHMG	OBLED	Charles
ENSERG	CORNUT	Bruno	ENSEEG	OZIL	Patrick
ENSPG	COULOMB	Jean-Louis	ENSEEG	PAULEAU	Yves
ENSHMG	COUMES	André	ENSIEG	PERRET	Robert
ENSIMAG	CROWLEY	James	ENSHMG	PIAU	Jean-Michel
ENSIMAG	DARVE	Félix	ENSERG	PIC	Etienne
ENSERG	DELLA DORA	Jean-François	ENSIMAG	PLATEAU	Brigitte
ENSPG	DEPEY	Maurice	ENSERG	POUPOT	Christian
ENSEEG	DEPORTES	Jacques	ENSEEG	RAMEAU	Jean-Jacque
ENSEEG	DEROO	Daniel	ENSPG	REINISCH	Raymond
ENSERG	DESRE	Pierre	UFR PGP	RENAUD	Maurice
ENSEEG	DOLMAZON	Jean-Marc	UFR PGP	ROBERT	André
ENSPG	DURAND	Francis	ENSIMAG	ROBERT	François
ENSHMG	DURAND	Jean-Louis	ENSIEG	SABONNADIÈRE	Jean-Claude
ENSIEG	FAUTRELLE	Yves	ENSIMAG	SAUCIER	Gabriele
ENSIMAG	FOGGIA	Albert	ENSPG	SCHLENKER	Claire
ENSIEG	FONLUPT	Jean	ENSPG	SCHLENKER	Michel
UFR PGP	FOULARD	Claude	ENSERG	SERMET	Pierre
ENSPG	GANDINI	Alessandro	UFR PGP	SILVY	Jacques
ENSERG	GAUBERT	Claude	ENSHMG	SIRIEYS	Pierre
ENSIEG	GENTIL	Pierre	ENSEEG	SOHM	Jean-Claude
IUFA	GENTIL	Sylviane	ENSIMAG	SOLER	Jean-Louis
ENSIEG	GREVEN	Hélène	ENSEEG	SOUQUET	Jean-louis
ENSERG	GUEGUEN	Claude	ENSHMG	TROMPETTE	Philippe
ENSEEG	GUERIN	Bernard	ENSPG	VINCENT	Henri
ENSIEG	GUYO T	Pierre	ENSERG	ZADWORNÝ	François
ENSIEG	IVANES	Marcel			
	JAUSSAUD	Pierre			

.../...



SITUATION PARTICULIERE

## PROFESSEURS D'UNIVERSITE

DETACHEMENT

ENSIMAG	LATOMBE	J.Claude	Détachement.....	21/10/1989
ENSHMG	PIERRARD	J.Marie	Détachement.....	30/04/1989
ENSIMAG	VEILLON	Gérard	Détachement.....	30/09/1990
ENSIMAG	VERJUS	J.Pierre	Détachement.....	30/09/1989
ENSPG	BLOCH	Daniel	Récteur à c/.....	21/12/1988

SURNOMBRE

INPG	CHIAVERINA	Jean .....	30/09/1989
ENSHMG	BOUVARD	Maurice.. ..	30/09/1991
ENSEEG	PARIAUD	J.Charles .....	30/09/1991

**PERSONNES AYANT OBTENU LE DIPLOME  
d'habilitation à diriger des recherches**

BECKER	M.	DANES	F.	GHIBAUDO	G.	MULLER	J.
BINDER	Z.	DEROO	D.	HAMAR	S.	NGUYEN TRONG	B.
CHASSERY	J.M.	DIARD	J.P.	HAMAR	R.	NIEZ	J.J.
CHOLLET	J.P.	DION	J.M.	LACHENAL	D.	PASTUREL	A.
COEY	J.	DUGARD	L.	LADET	P.	PLA	F.
COLINET	C.	DURAND	M.	LATOMBE	C.	ROGNON	J.P.
COMMAULT	C.	DURAND	R.	LE HUY	H.	ROUGER	J.
CORNUEJOLS	G.	GALERIE	A.	LE GORREC	B.	TCHUENTE	M.
COULOMB	J.L.	GAUTHIER	J.P.	MADAR	R.	VINCENT	H.
COURNIL	M.	GENTIL	S.	MEUNIER	G.	YAVARI	A.R.
DALARD	F.						

**CHERCHEURS DU C.N.R.S.**

DIRECTEURS DE RECHERCHE CLASSE 0

LANDAU	Ioan
NAYROLLES	Bernard

DIRECTEURS DE RECHERCHE 1ère CLASSE

ANSARA	Ibrahim	KRAKOWIAK	Sacha
CARRE	René	LEPROVOST	Christian
FRUCHARD	Robert	VACHAUD	Georges
HOPFINGER	Emile	VERJUS	Jean-Pier e
JORRAND	Philippe		

DIRECTEURS DE RECHERCHE 2ème CLASSE

ALEMANY	Antoine	Joud	Jean-Charles
ALLIBERT	Colette	KAMARINOS	Georges
ALLIBERT	Michel	KLEITZ	Michel
ARMAND	Michel	KOFMAN	Walter
AUDIER	Marc	LEJEUNE	Gérard
BERNARD	Claude	MADAR	Roland
BINDER	Gilbert	MERMET	Jean
BONNET	Roland	MICHEL	Jean-Marie
BORNARD	Guy	MEUNIER	Jacques
CAILLER	Marcel	PEUZIN	Jean-Claude
CALMET	Jacques	PIAU	Monique
CHATILLON	Christian	RENOUARD	Dominique
CLERMONT	Jean-Robert	SENATEUR	Jean-Pierre
COURTOIS	Bernard	SIFAKIS	Joseph
DAVID	René	SIMON	Jean-Paul
DION	Jean-Michel	SUERY	Michel
DRIOLE	Jean	TEODOSIU	Christian
DURAND	Robert	VAUCLIN	Michel
ESCUDIER	Pierre	VENNEREAU	Pierre
EUSTATHOPOULOS	Nicolas	WACK	Bernard
GARNIER	Marcel	YONNET	Jean-Paul
GUELIN	Pierre		

.../...

**PERSONNALITES AGREEES A TITRE PERMANENT A DIRIGER DES TRAVAUX DE RECHERCHE**  
 ( DECISION DU CONSEIL SCIENTIFIQUE )

<u>ENSEEG</u>	HAMMOU MARTIN-GARIN SARRAZIN SIMON	Abdelkader Régina Pierre Jean-Paul
<u>ENSERG</u>	BOREL	Joseph
<u>ENSIEG</u>	DESCHIZEAUX GLANGEAUD PERARD REINISCH	Pierre François Jacques Raymond
<u>ENSHMG</u>	ROWE	Alain
<u>ENSIMAG</u>	COURTIN	Jacques
<u>C.E.N.G</u>	CADET COEURE DELHAYE DUPUY JOUVE NICOLAU NIFENECKER PERROUD PEUZIN TAIEB VINCENDON	Jean Philippe Jean-Marc Michel Hubert Yvan Hervé Paul Jean-Claude Maurice Marc

Laboratoire extérieurs :

<u>C.N.E.T.</u>	DEVINE GERBER MERCKEL PAULEAU	Rodericq Roland Gérard Yves
-----------------	--	--------------------------------------

XXXXXXXXXXXXXXXXXXXX

## REMERCIEMENTS

Cette étude a été réalisée à l'Institut National Polytechnique de Grenoble, au laboratoire MADYLAM ( *Magnétodynamique des Liquides, Application à Métallurgie* ), actuellement sous la direction de Monsieur M. Garnier.

Je prie Monsieur M. Garnier, qui a bien voulu m'accueillir dans son laboratoire, de recevoir l'expression de ma respectueuse reconnaissance.

Monsieur le Professeur P. Hicter, Directeur de l'Ecole Nationale Supérieure d' Electrochimie et d'Electrométallurgie, m'a fait honneur d'accepter de présider le jury de ma thèse et je tiens à l'en remercier.

J'adresse mes plus vifs remerciements à Monsieur le Professeur F. Durand qui m'a accueilli dans son groupe de recherche et a assuré la direction scientifique de ce travail avec beaucoup d'intérêt et de disponibilité. Qu'il trouve ici l'expression de ma profonde gratitude pour son aide efficace et pour les compétences scientifiques dont il m'a fait bénéficier tout au long de ce travail.

Je tiens tout particulièrement à remercier Monsieur le Professeur G. Lesoult, de l'Institut National Polytechnique de Lorraine, pour avoir accepté le rôle de rapporteur de ma thèse et pour l'honneur qu'il m'a fait en acceptant de participer au jury.

A Monsieur M. Suery, Directeur de Recherche au C.N.R.S., rapporteur de ma thèse, j'adresse mes remerciements sincères pour avoir accepté de participer au jury.

Ma profonde gratitude va à Monsieur J.M. Chaix pour l'aide efficace et amicale qui m'a apportée dans le domaine d'analyse d'image.

Je n'oublie pas dans mes remerciements l'équipe technique du laboratoire qui m'a toujours aidé de façon extrêmement efficace et dans une ambiance agréable.

Je ne saurais enfin oublier mes camarades de travail qui ont su entretenir une ambiance chaleureuse et une amitié sans faille à mon égard.



*A ma femme  
A mon fils,*



# SOMMAIRE

Page

CHAPITRE 1 :	INTRODUCTION.....	1
--------------	-------------------	---

CHAPITRE 2 :	TECHNIQUES EXPERIMENTALES	
--------------	---------------------------	--

2.1	Introduction.....	7
2.2	Dispositif expérimental.....	9
2.3	Procédure opératoire.....	9
2.4	Système d'acquisition de température .....	10
2.5	Techniques macrographiques et micrographiques.....	10
2.5.1	Macrographies .....	11
2.5.2	Préparation des échantillons micrographiques .....	11
2.5.2.1	Emplacement des échantillons dans le lingot .....	11
2.5.2.2	Polissage.....	11
2.5.2.3	Attaque anodique électrolytique .....	12
2.5.2.4	Calque des photos .....	13

CHAPITRE 3 :	INFLUENCE DU BRASSAGE ROTATIF SUR LA MACROSTRUCTURE DE SOLIDIFICATION	
--------------	--	--

3.1	Introduction.....	18
3.2	Observations sur les macrographies .....	19
3.2.1	Lingot refroidi par air naturel .....	19
3.2.1.1	Lingot solidifié en convection naturelle ( $\omega = 0$ RPM) .....	19
3.2.1.2	Lingot brassé à 350 RPM.....	19
3.2.2	Structure des lingots lors d'un refroidissement par air comprimé .....	20
3.2.2.1	Lingot solidifié par air comprimé sans rotation.....	20
3.2.2.2	Lingot brassé à 350 RPM.....	21
3.2.3	Structure des lingots refroidis par eau.....	20
3.2.3.1	Lingot solidifié par eau,sans rotation (convection naturelle).....	21
3.2.3.2	Structure du lingot brassé à 350 RPM.....	22
3.2.3.3	Grains colonnaires de lingot refroidi par eau .....	23
3.3	Proportion de la zone équiaxe en fonction du brassage.....	23
3.3.1	Méthode de mesure.....	23
3.3.2	Proportion de la zone équiaxe en fonction du brassage.....	24
3.4	Angle $\theta$ des cristaux colonnaires en fonction du brassage .....	24
3.4.1	Méthode de mesure de l'angle $\theta$ .....	25



3.4.2 Angle $\theta$ en fonction du brassage rotatif.....	25
---	----

#### **CHAPITRE 4 :     RESULTATS DE L'ANALYSE D'IMAGE                       RELATIFS AUX GRAINS EQUIAXES**

4.1 Introduction.....	39
4.2 Mesure de la taille des grains équiaxes .....	42
4.3 Diamètre équivalent des grains équiaxes .....	44
4.3.1 Histogramme type: lingot refroidi par air naturel brassé à 500 RPM - 75 mm. 44	
4.3.2 Diamètre équivalent en fonction du brassage.....	45
4.4 Longueur interceptée par les grains équiaxes.....	50
4.4.1 Histogramme type .....	50
4.4.2 Longueur interceptée en fonction du brassage .....	51
4.5 Comparaison entre $D_{eq}$ et $L$ .....	59
4.6 Conclusion.....	60

#### **CHAPITRE 5 :     INFLUENCE DU BRASSAGE ROTATIF SUR                       LES COURBES DE REFROIDISSEMENT**

5.1 Introduction.....	64
5.2 Allure générale d'un thermogramme.....	64
5.2.1 Etape AB .....	64
5.2.2 Etape BD .....	67
5.2.3 Etape DE.....	68
5.3 Examen des courbes de refroidissement du métal liquide.....	68
5.3.1 Courbes de refroidissement d'un lingot refroidi par air comprimé .....	68
5.3.1.1 Lingot brassé à 200 RPM.....	68
5.3.1.2 Lingot sans brassage .....	69
5.3.2 Courbes de refroidissement d'un lingot refroidi par air naturel.....	69
5.3.3 Courbes de refroidissement d'un lingot refroidi par eau.....	69
5.3.4 Influence du brassage sur la vitesse de refroidissement du métal liquide.....	70
5.4 Etude de la recalescence .....	70
5.4.1 Recalescence pour les lingots refroidis par air comprimé.....	75
5.4.2 Recalescence pour les lingots refroidis par air naturel .....	75
5.4.3 Recalescence pour les lingots refroidis par eau .....	75
5.4.4 Etude de la durée de recalescence.....	81
5.4.5 Conclusion .....	82
5.5 Etude du pseudo-plateau .....	82
5.5.1 Le pseudo-plateau des lingots refroidis par air comprimé .....	82
5.5.2 Le plateau des lingots refroidis par eau .....	85

5.5.3 Le plateau des lingots refroidis par air en convection naturelle.....	85
5.5.4 Influence du brassage rotatif sur la durée du pseudo-plateau.....	85
5.6 Le refroidissement du métal solide.....	91
5.7 Conclusion.....	92

## CHAPITRE 6 : ECOULEMENT EN BRASSAGE ROTATIF

6.1 Introduction.....	93
6.2 Dispositif expérimental et méthode de mesure.....	95
6.3 Composante orthoradiale $V_\theta$ .....	98
6.4 Composante radiale $V_r$ .....	98
6.4.1 Valeur moyenne $\bar{V}_r$ .....	104
6.4.2 Fluctuations de la vitesse radiale ( $V_r'$ ).....	105
6.5 Exploitation des mesures de $V_\theta$ et estimation de la vitesse de frottement.....	107
6.6 Discussion.....	107
6.6.1 La composante orthoradiale $V_\theta$ .....	107
6.6.2 Composante $V_r$ .....	107
6.6.3 Discussion des fluctuations de vitesse.....	107
6.6.4 Calcul de la diffusivité thermique turbulente ( $D_{th,turb}$ ).....	108
6.7 Conclusions.....	110

## CHAPITRE 7 : DISCUSSIONS ET COMMENTAIRES DES RESULTATS EXPERIMENTAUX

7.1 Introduction.....	112
7.2 Echanges thermiques dans le domaine du métal liquide.....	112
7.2.1 Système considéré.....	112
7.2.2 Modèle des échanges à travers la paroi latérale.....	114
7.2.3 Flux des échanges à travers par les autres surfaces.....	116
7.2.4 Comparaison entre $U_{calc}$ et $U_{ref}$ .....	117
7.3 Forme du front solide-liquide à un instant donné.....	120
7.4 Taille de grains équiaxes en brassage rotatif.....	122
7.5 Recalescences.....	126
7.6 Proportion de la zone équiaxe.....	128
7.7 Macrographie.....	129
7.7.1 Lingot refroidi par air comprimé, air naturel.....	129
7.7.2 Lingot refroidi par eau.....	130
7.8 Redressement des branches de dendrites.....	131

<b>CONCLUSION GÉNÉRALE</b> .....	138
----------------------------------	-----

## **ANNEXES**

Annexe A-1: Notions d'analyse d'image appliquées aux structures de grains de solidification.....	141
Annexe A-2: Paramètres des thermogrammes.....	145
Annexe A-3: Modèle de nucléation et croissance des grains dans les alliages multiconstitués.....	153
Annexe A-4: Evaluation du coefficient d'échange convectif entre creuset et le fluide de refroidissement .....	159
Annexe A-5: Propriétés physiques de l'aluminium.....	163

<b>REFERENCE</b> .....	164
------------------------	-----

## **CHAPITRE 1**



## Chapitre 1

### INTRODUCTION

Tous les métaux et alliages sont produits par solidification. Les seules exceptions sont certains métaux réfractaires ( par exemple le Tungstène). Le métal est un ensemble de cristaux nommés grains. Le mot structure de solidification signifie la distribution des grains dans l'espace ( zone colonnaire, zone équiaxe), ainsi que les défauts qu'elle peut comporter ( retassure, porosités, ségrégations...).

Les utilisateurs de métaux portent une attention particulière à la structure de grains de solidification des produits coulés ou moulés, parce qu'elle influence leurs propriétés ultérieures. D'une manière générale les hétérogénéités ( grains grossiers, plages texturées, zone colonnaire, macroségrégations ou autres) sont considérées comme défavorables. Les défauts structuraux constatés conduisent souvent soit à des défauts d'aspect sur les produits finis, soit à des conséquences néfastes sur les propriétés d'emploi (Jacob et Richard, 1983). Ainsi Flemings et coll. (1965) ont montré la grande influence de la structure de grains sur les propriétés mécaniques des aciers particulièrement la ductilité et la résistance à la fatigue. Mais les études quantitatives sont très peu nombreuses. Cependant les utilisateurs demandent une structure de grains équiaxe et fine. Ainsi pour les alliages d'aluminium coulés en continu , la taille de grains considérée comme souhaitable est 300  $\mu\text{m}$ .

Les paramètres opératoires qui agissent sur la structure de grains peuvent être schématiquement regroupés en trois catégories:

1. Les paramètres chimiques, composition et agents nucléants.
2. Les paramètres thermiques .
3. L'état convectif du bain liquide.

Commençons par les paramètres chimiques. Nous laissons de coté les agents nucléants. Ainsi les alliages industriels subissent l'affinage (environ 1 à 3 kg par tonne) par addition d'un alliage mère, généralement l'AT5B ( Al + Ti 5% + B 1%). Les expériences montrent que la taille de grain diminue avec l'augmentation des quantités d'affinant. Les résultats sont très bons, mais pour les alliages à haute résistance les utilisateurs ont remarqué que les particules de composés intermétalliques qui résultent de l'addition peuvent constituer des amorce de rupture d'où l'intérêt des méthodes dynamiques d'affinage.

Mis à part les agents nucléants, la composition chimique de l'alliage lui-même a une grande influence. Desnain (1989) a montré que étant donné les conditions thermiques et le nombre de sites de nucléation, la densité volumique de grains équiaxes est fonction croissante d'un intervalle de solidification noté DTMH (chapitr 7). Ceci montre que les alliages à grand intervalle de solidification donnent des grains équiaxes et fins beaucoup plus facilement que les alliages à faible intervalle de solidification.

Parmi les paramètres thermiques , beaucoup d'auteurs mentionnent la surchauffe lors de la coulée . En effet, il est vraisemblable que des germes se forment par trempe du liquide contre la paroi du moule pendant la coulée. Si le liquide est chauffé, ces germes refondent, le nombre de grains équiaxes est fortement réduit.

Desnain (1989) et avant lui Maxwell et Hellawell (1975) parlent de l'importance de la vitesse de refroidissement  $P$  du liquide lorsqu'il entre en surfusion . Ils montrent que la densité de grains est une fonction croissante de  $P$ . Nous reviendrons sur ce point au chapitre 7.

L'importance de l'état convectif du liquide est mis en évidence par l'exemple de Mascré (1962). Il montre l'effet du brassage sur la structure de grains. Il s'agit d'aluminium techniquement pur. Le brassage est réalisé mécaniquement par une hélice. En l'absence de brassage, les grains sont grossiers, la contraction de solidification a donné une retassure mal placée, ce qui est normal étant donné la forte surchauffe et l'absence de précautions pour diriger la solidification. Par contre le brassage a un effet remarquable. La structure est presque entièrement équiaxe, les grains raisonnablement fins et il n'y a plus de retassure grossière.

Un autre exemple porte sur un composé presque pur, le diphenyl-oxyde  $C_{12}H_{12}O$  (Bloch, Martinez 1985). Son point de fusion est  $27^{\circ}C$ . Il est coulé dans un verre cylindrique haut de 7 cm environ, refroidi par l'air ambiant. Il forme uniquement des cristaux colonnaires. Aucun mouvement n'est discernable dans le liquide pendant la solidification. Si par contre le liquide est brassé mécaniquement depuis le début de la coulée, la structure du solide est entièrement équiaxe. Cette expérience met en évidence l'influence de l'état convectif du liquide.

Les méthodes d'affinage dynamique mettent en jeu à l'échelle industrielle l'agitation du métal liquide en cours de solidification. Pour obtenir une structure équiaxe et fine, différentes techniques peuvent être appliquées :

- Les vibrations semblent efficaces en fonderie à condition de dépasser une certaine amplitude (Campbell 1981-1983). Toutefois la réaction avec le moule peut poser un problème.

- Le brassage mécanique est un moyen simple, peu coûteux et très efficace. Evidemment il est limité par les pièces mécaniques immergées qui peuvent réagir avec le bain liquide, spécialement aux hautes températures.

- Le brassage électromagnétique. Ce procédé est employé très fréquemment en coulée continue des aciers. Il constitue un paramètre opératoire supplémentaire à la disposition du fondeur. Il est utilisé essentiellement :

- Pour améliorer la propreté du métal, c'est-à-dire éliminer les inclusions de désoxydation et autres particules en suspension dans le liquide ; dans le même esprit le brassage permet également d'aider les gaz dissous à s'échapper du métal ;

- Pour contrôler la solidification en éliminant la surchauffe et en uniformisant la structure de grains et la composition.

Il est actuellement développé pour les alliages d'aluminium sous le nom de procédé CREM (Riquet et Meyer, 1987). Toutefois le dispositif n'est efficace que si l'inducteur est suffisamment proche du bain, par ailleurs il demande un investissement coûteux.

Desnain et coll. (1989) ont étudié expérimentalement et théoriquement son influence sur la structure de grains.

La structure de grains des lingots brassés (Desnain 1989) peut être décrite en termes simples uniquement dans le cas de fort brassage sur des alliages connus pour donner un grain fin. Pour les autres alliages ou en cas de faible brassage, les cristaux colonnaires occupent une part plus ou moins grande du lingot. Par ailleurs une partie des grains équiaxes ont sédimenté. D'autres peuvent être emprisonnés au milieu des cristaux colonnaires. Alors la taille de grains équiaxes diminue lorsque le brassage augmente. A intensité de brassage équivalente, les alliages peu chargés présentent un cône de sédimentation formé de grains fins.

Desnain et coll. ont établi aussi un modèle numérique pour simuler les phénomènes de nucléation et de croissance dans un liquide brassé électromagnétiquement. Il prend en compte les paramètres du procédé, essentiellement l'intensité de brassage et la composition des alliages. Le modèle est appliqué à des alliages industriels d'aluminium



mais la formulation est valide pour tous les alliages dilués . Il donne le nombre de grains par unité de volume, la surfusion maximale ainsi que des résultats intermédiaires, tels que la surfusion du début de nucléation, la vitesse de nucléation, et la vitesse de croissance des cristaux. Nous nous servons de ce modèle dans le chapitre 7.

Lesoult et coll. (1984) ont étudié certains effets du brassage électromagnétique sur la qualité des produits, afin de mieux les exploiter industriellement. Ils ont établi un modèle théorique de croissance équiaxe. Ce modèle prend en compte des aspects de la solidification dans le cas coulée continue d'acier sous l'action du brassage électromagnétique.

Takahashi et coll. (1977) ont étudié l'influence d'écoulements convectifs du liquide sur les macroségrégations d'un lingot d'acier. Un mécanisme de redressement des branches de dendrite a été clairement montré. En effet en croissance dendritique, les axes primaires ont une direction inclinée par rapport à la normale au front et donnent naissance à des grains colonnaires orientés à contre-courant et déviés d'un angle  $\theta$  par rapport à la normale.

Takahashi et coll. (1976), mais aussi l'IRSID se servent de cette relation pour estimer la vitesse moyenne du liquide, l'angle  $\theta$  et la vitesse de solidification étant connus.

Une étude plus détaillée sur le brassage mécanique en cours de solidification fut réalisée par H. Fredriksson et coll. (1986). Les expériences de cette étude portent sur les alliages Al-Mg, Al-Sn, Al-Cu . Le métal liquide est versé dans un moule en graphite refroidi par eau à l'extérieur. Le brassage est effectué par un agitateur tournant au milieu du creuset. En absence de brassage, les grains sont entièrement colonnaires orientés radialement. Si par contre le liquide est brassé, la structure du solide est nettement formée de deux zones : une zone équiaxe au centre du lingot, une autre zone colonnaire contre la paroi. Les cristaux colonnaires s'inclinent alors à contre-courant d'un angle  $\theta$ . Les mesures des angles  $\theta$  montrent l'influence de la composition et du brassage.

La désorientation des grains colonnaires sous l'effet d'un écoulement de vitesse  $V$  parallèle au front solide-liquide a été étudiée par Fleming et coll (1956-1966), Okano et coll (1975), Mori et coll (1978) et Moukassi et coll. (1988).

Moukassi considère l'effet du brassage rotatif sur la structure des grains colonnaires de l'alliage Pb-Sn (2 à 4 %), en particulier les angles  $\theta$ . Il étudie les effets de plusieurs paramètres opératoires ( la vitesse du métal liquide, la surchauffe initiale, le

gradient thermique dans le solide à l'interface...). Il aborde également l'influence du brassage sur la zone équiaxe et la taille des cristaux équiaxes.

Nous nous intéressons ici à l'action du brassage mécanique et du régime thermique sur la structure de grains. Le mémoire présente les parties suivantes :

- Dans le chapitre 2 : un dispositif expérimental est présenté. Il comporte une lingotière cylindrique mince, avec trois sortes de refroidissement (par eau, par air comprimé et par air en convection naturelle). Le liquide est brassé par rotation d'un agitateur. La lingotière est instrumentée d'un certain nombre de thermocouples. Les lingots sont caractérisés par macrographie. La taille de grains équiaxes est mesurée par analyse d'image sur les micrographies.

- Le chapitre 3 détaille les observations macrographiques des trois séries de manipulations (refroidissement par eau, par air naturel, par air comprimé). Ce chapitre mentionne les résultats des mesures des angles des grains colonnaires et la proportion de la zone équiaxe.

- Le chapitre 4 présente les résultats des observations sur la zone équiaxe. Environ trois cents photos ont été traitées par la méthode d'analyse d'image pour mesurer la taille des grains équiaxes (diamètre équivalent moyen, longueur d'interception moyenne).

- Le chapitre 5 décrit et exploite les thermogrammes obtenus. Plusieurs domaines sont étudiés (le refroidissement du métal liquide, la recalescence et le domaine du pseudo-plateau, refroidissement du solide).

- Le chapitre 6 présente une étude expérimentale sur de l'eau des phénomènes hydrodynamiques de l'écoulement en brassage rotatif turbulent.

Cette étude est réalisée avec le même dispositif expérimental présenté dans le chapitre 2, mais avec un creuset transparent. La configuration de l'écoulement est donnée par les mesures sur les composantes  $V_\theta$  et  $V_r$  de la vitesse, et de la vitesse de frottement  $V_{fr}$ .

- Le chapitre 7 est un ensemble de discussions et commentaires de nos résultats:
  - un modèle simple du refroidissement du métal liquide, comparé avec les résultats expérimentaux ;
  - la discussion sur la forme du front solide-liquide ;
  - la proportion de la zone équiaxe ;

- les observations macrographiques;
- le redressement des branches de dendrites ;
- la taille des grains équiaxes ;
- l'amplitude de la recalescence.

## **CHAPITRE 2**

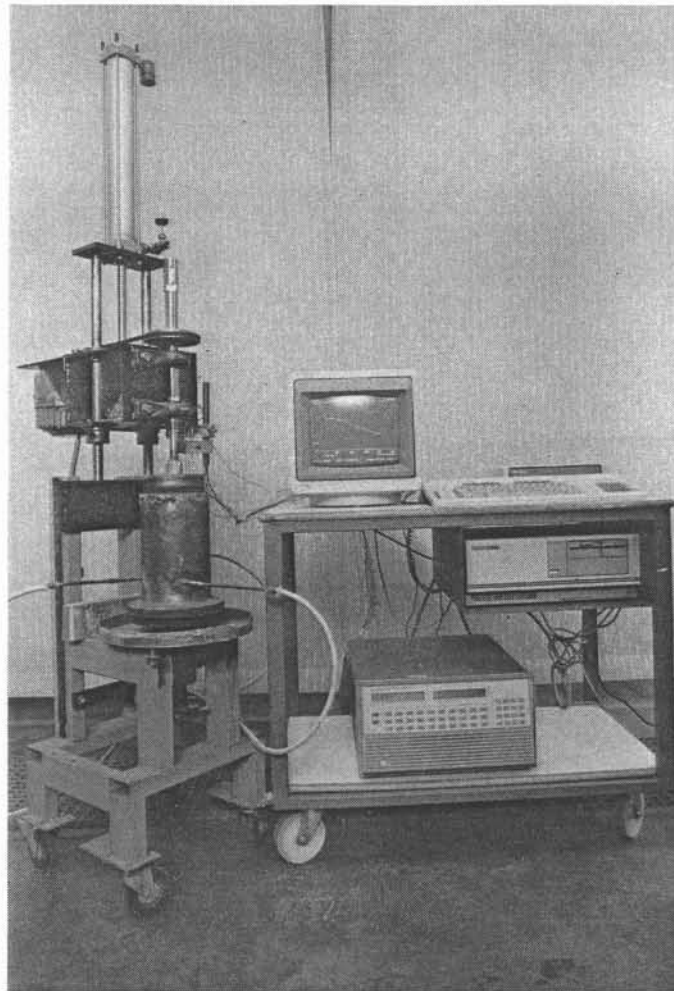


## Chapitre 2

### TECHNIQUES EXPERIMENTALES

#### 2-1 Introduction

L'installation expérimentale réalisée au laboratoire est conçue pour étudier l'influence du brassage rotatif et du mode de refroidissement sur la structure des grains de solidification.



*Fig 2-1 : Vue générale du dispositif expérimental*

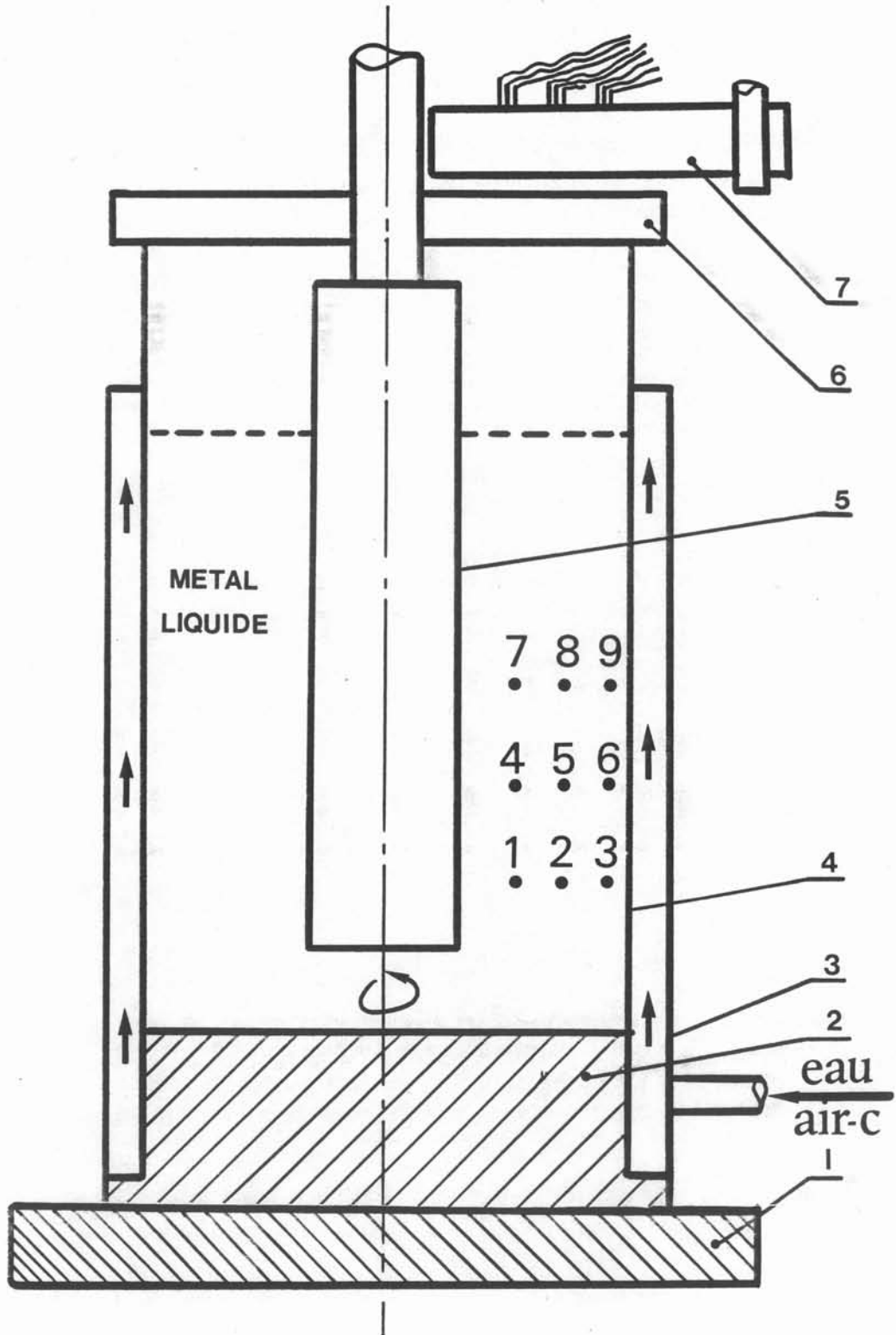


Fig 2-2 : Vue en coupe de la lingotière en cours de solidification.  
1 - Support en ciment du creuset , 2 - Isolant thermique en laine,  
3 - Chemise pour refroidissement, 4 - Creuset en tôle d'épaisseur 0,7 mm  
5 - Agitateur, 6 - Isolant thermique en laine minérale, 7 - Support des thermocouples  
1.2.3.4.5.6.7.8.9 : Positions des thermocouples.

Le champ de température est facilement mesurable au cours de la solidification du métal grâce à des thermocouples. Différentes vitesses de rotation de l'agitateur sont réalisables. De même, différents modes de refroidissement permettent de réaliser différentes vitesses de refroidissement. C'est pourquoi la lingotière est conçue pour avoir une faible inertie thermique.

La lingotière est démontable. Après solidification complète le lingot est démoulé. L'exploitation de l'essai comporte la caractérisation métallographique du lingot et l'étude des enregistrements de température.

## 2-2 Dispositif expérimental

Nous avons mis au point un dispositif expérimental pour étudier les effets du brassage rotatif sur la structure des grains de solidification d'alliages d'aluminium (Fig.2-1). Le brassage résulte de l'action d'un agitateur mécanique. L'agitateur est un manchon de tôle mince (épaisseur 1 mm, diamètre du manchon 32 mm), garni de 4 ailettes larges de 5 mm (Fig.2-3). Il est emmanché sur l'axe d'un moteur. Il est isolé thermiquement par une couche de laine céramique. Le paramètre représentant le brassage est la vitesse de rotation  $\omega$ . Nous avons utilisé différentes vitesses : 0, 200, 350, 500 RPM. Le lingot est un cylindre qui a le même axe que l'agitateur. Son diamètre est de 140 mm, sa hauteur d'environ 180 mm, sa masse d'environ 8 kg.

Le métal liquide est coulé dans une lingotière en tôle de fer (épaisseur 0,7 mm), qui est refroidie par sa surface extérieure (Fig.2-2). Trois modes de refroidissement permettent d'étudier trois vitesses de refroidissement : par air naturel, par air comprimé, par eau.

## 2-3 Procédure opératoire

Le métal est fondu dans le creuset d'un four à induction de moyenne fréquence. Ensuite, il est versé dans la lingotière. L'agitateur est descendu dans le creuset par un vérin pneumatique. Lorsque l'agitateur arrive en position basse, le métal liquide est versé dans le creuset jusqu'à un niveau d'environ 180 mm. L'agitateur est alors mis en marche à la vitesse choisie.

En même temps le refroidissement commence. Le débit d'eau est de 0,33 l/s, le débit d'air comprimé est d'environ 0.025 m<sup>3</sup>/s. Ceci permet d'obtenir un refroidissement



uniforme sur toute la hauteur du lingot. Une couche de laine minérale d'épaisseur 15 mm évite les pertes de chaleur par le haut de la lingotière. Pour l'aluminium, les pertes par rayonnement de la surface libre sont négligeables. De plus un écran isolant empêche les pertes par convection. Le fond de la lingotière est isolé par une couche de laine minérale d'épaisseur 35 mm et une couche de ciment réfractaire de 10 mm (Fig. 2-2).

Chaque fois que le refroidissement commence, la centrale de mesure est lancée. Elle enregistre les températures dans le lingot.

#### **2-4 Système d'acquisition de température**

La solidification d'un lingot est un phénomène transitoire. Pour étudier son déroulement, il est important de connaître à chaque instant les variations de température dans le métal. Ici nous avons disposé neuf thermocouples de type K (chromel - alumel) répartis sur la hauteur et le rayon du lingot (Fig.2-2). Les thermocouples utilisés pour une même expérience sont tous construits à partir d'une même bobine, de qualité dite "demi-norme". Les deux conducteurs ont un diamètre de 0,25 mm et sont gainés séparément par de la soie de verre. Une gaine du même isolant les protège. Le diamètre global est de 1 mm. Les fils sont passés dans une gaine bifilaire en alumine de longueur 200 mm. Son diamètre externe est de 1,8 mm avec deux trous de 0,6 mm de diamètre interne. Ces gaines sont enfilées dans un tube d'acier inox rigide (diamètre 2,5 mm), qui fixe leur place dans le métal. Les fils du thermocouples sont torsadés sur 5 mm environ, pour faciliter leur soudure. Celle-ci est faite par la technique T.I.G (Tungstène - Inerte - Gaz) sous argon. La qualité des mesures dépend de la soudure. Elle doit être de petite taille et surtout ne pas être polluée par de l'oxyde.

Pour chaque solidification, l'évolution de la température des thermocouples est enregistrée sous forme numérique. Le système d'acquisition est composée d'un micro-ordinateur Hewlett Packard Vectra, avec un disque dur de 20 mégaoctets et d'une centrale de mesure Hewlett Packard 3852 A. Elle réalise une mesure sur chacun des neufs thermocouples toutes les deux secondes environ.

Enfin, ce système permet de tracer sur écran le thermogramme de l'un des thermocouples en temps réel.

#### **2-5 Techniques macrographiques et micrographiques**

Les métaux et alliages gardent de la solidification des traces que l'on nomme structure de solidification. Ce problème recouvre des notions à deux échelles distinctes :

- A l'échelle de la pièce, c'est la distribution des grains
- A l'échelle de chaque grain, une distribution quasi périodique de la concentration des solutés résultant du mode dendritique de la solidification et que l'on nomme ségrégation dendritique.

Notre étude s'est axée sur la première notion. Les informations les plus détaillées sont fournies par les examens macro et micrographiques.

### **2-5-1 Macrographies**

Les lingots sont découpés en 4 parties (Fig. 2-4). L'examen macrographique permet d'avoir une vue d'ensemble de la structure de grains en fonction de la hauteur dans le lingot et aussi pour chaque niveau de hauteur en fonction du rayon du lingot. Pour observer la structure de grains, une attaque chimique révèle les grains à l'oeil nu. Le principe de l'attaque macrographique est de faire en sorte que deux grains voisins, d'orientation différente, aient des réflectivités différentes. Pour une raison qui sera évoquée en 2.5.2.3, les alliages Al-Cu doivent subir un recuit. Après recuit, les échantillons subissent un surfacage au tour, puis un polissage mécanique avec des papiers de 500 à 800 jusqu'à obtenir un état de surface correct. Ensuite une attaque chimique est réalisée avec les conditions suivantes recommandées par Desnain:

Réactif Sperry : Composition 60 ml HCl, 80 ml  $\text{HNO}_3$ , 5 ml HF, 5 ml  $\text{H}_2\text{O}$  et 80 ml d'une solution à 30 % chromique. Durée d'attaque 15 s à 30 s.

### **2-5-2 Préparation des échantillons micrographiques**

#### **2-5-2-1 Emplacement des échantillons dans le lingot**

Nous avons tronçonné le lingot à 3 niveaux :  $z = 45, 75, 105$  mm. Nous avons deux zones : colonnaire et équiaxe. Les mesures de taille de grains moyenne sont effectuées sur la zone équiaxe. A chaque niveau nous avons choisi 7 positions pour les échantillons refroidis par eau, 9 positions pour les échantillons refroidis par air comprimé et par air naturel (Fig.2-5) et 3 positions pour les échantillons refroidis par air comprimé et par air naturel à vitesse de rotation nulle.

#### **2-5-2-2 Polissage**

La qualité du polissage conditionne la qualité des observations micrographiques. C'est pourquoi le polissage doit être effectué avec le plus grand soin, très progressivement, en y passant le temps nécessaire.

L'échantillon subit une série de polissages mécaniques aux papiers abrasifs de granulométrie décroissante 500, 800, 1000. Chaque étape doit éliminer les traces du polissage par le papier précédent et lui substituer des stries plus fines que celles obtenues précédemment. L'échantillon est ensuite poli à la poudre d'alumine 5 microns afin d'éliminer complètement les traces du dernier polissage. Le polissage est achevé à la pâte diamant 1 micron. La surface de l'échantillon a alors l'aspect d'un miroir.

Entre chaque étape, l'échantillon est passé dans un bain à ultrasons afin d'éliminer les poussières provenant du polissage précédent. La figure 2-6 présente l'effet du polissage avec des papiers abrasifs de taille décroissante.

#### 2-5-2-3 Attaque anodique électrolytique

Pour les alliages Al-Cu, la solidification se termine par la formation de petites plages d'eutectique Al-Al<sub>2</sub>Cu dans les espaces interdendritiques et intergranulaires. La dissolution anodique opère de préférence sur les particules Al<sub>2</sub>Cu, qui sont mises en solution. Mais le cuivre dissout participe à la réaction de surface et brouille les contrastes. C'est pourquoi tous les échantillons présentés ici ont subi un traitement dit d'homogénéisation, consistant en un recuit dans un bain de sel de 1h 30 entre 500 et 520°C suivi d'une trempe à l'eau. Dans ces conditions les contrastes de l'oxydation ne sont pas brouillés.

Après le recuit, les échantillons subissent une série de polissages mécaniques aux papiers abrasifs : 120, 180, 500, 1000 puis à la poudre d'alumine fine et très fine (3 mm, 1 mm). La surface polie de l'échantillon a alors l'aspect d'un miroir. Après ce traitement, les échantillons sont soumis à une attaque électrolytique. Les conditions de cette attaque sont :

Réactif : 34 ml acide tétrafluoborique + 966 ml d'eau,

Anode : l'échantillon, cathode : Aluminium pur,

Tension : de 20 à 25 Volts,

Intensité : de 1,8 à 2 Ampères,

Durée d'attaque : de 60 à 90 minutes.

Le dispositif (Fig 2-7) est muni d'un système de refroidissement afin d'éviter que la réaction ne s'emballe. La solution d'attaque est homogénéisée à l'aide d'un agitateur magnétique.

Les échantillons sont alors examinés et photographiés au microscope optique en lumière polarisée. Ces photos servent à déterminer la taille de grains par la méthode d'analyse numérique d'image.

La figure 2-8 présente 3 photos prises après des traitements différents.

- La photo A montre la micrographie d'un échantillon non recuit après attaque macrographique. La photo est toute noire, les grains différents ne sont pas discernables.
- La photo B avec attaque électrolytique, sans recuit. On peut voir les grains, mais les joints sont épais. En conséquence la taille de grains n'est pas mesurable sur cette photo.
- La photo C représente un échantillon soumis à l'attaque électrolytique, après recuit dans un bain de sel pendant 1h 30' à 500°C - 520°C, puis trempe à l'eau. Les grains se distinguent par des contrastes différents.

#### **2-5-2-4 Calque des photos**

Pour déterminer la distribution et la taille des grains, il est nécessaire de décalquer les joints de grains. En effet, l'oeil humain est capable de distinguer deux grains voisins, s'il y a un faible écart de contraste, mais cet écart est souvent trop faible pour que l'analyseur d'image fasse la distinction. Nous avons calqué environ 300 photos sur 3 séries d'essais. Un exemple présenté sur la figure 4-3 (chapitre 4).

Ces calques permettent l'analyse d'image. Les résultats sont présentés dans les tableaux 1, 2, 3.

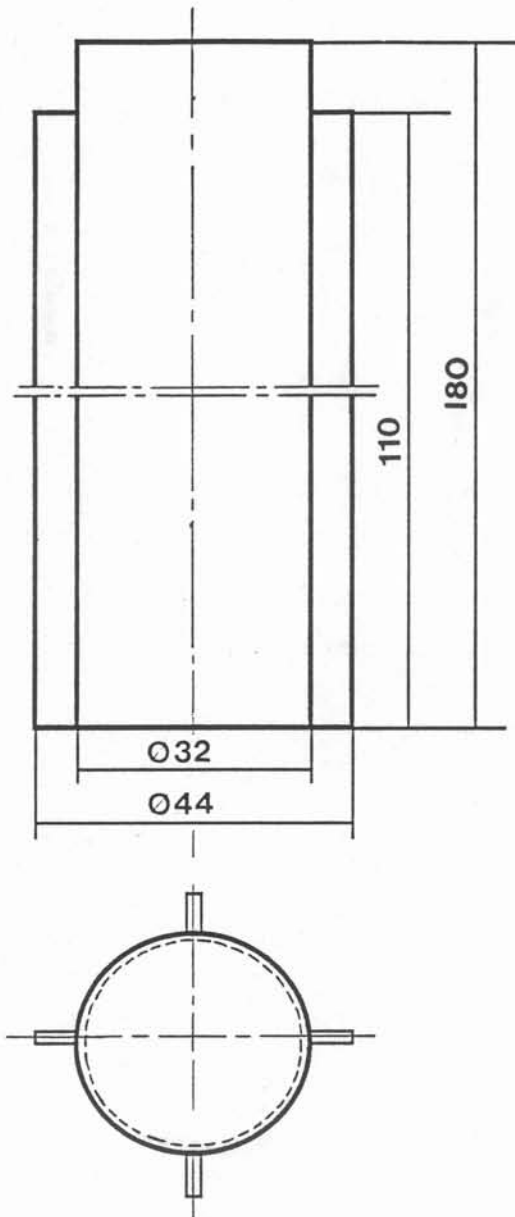


Fig 2-3 : Agitateur

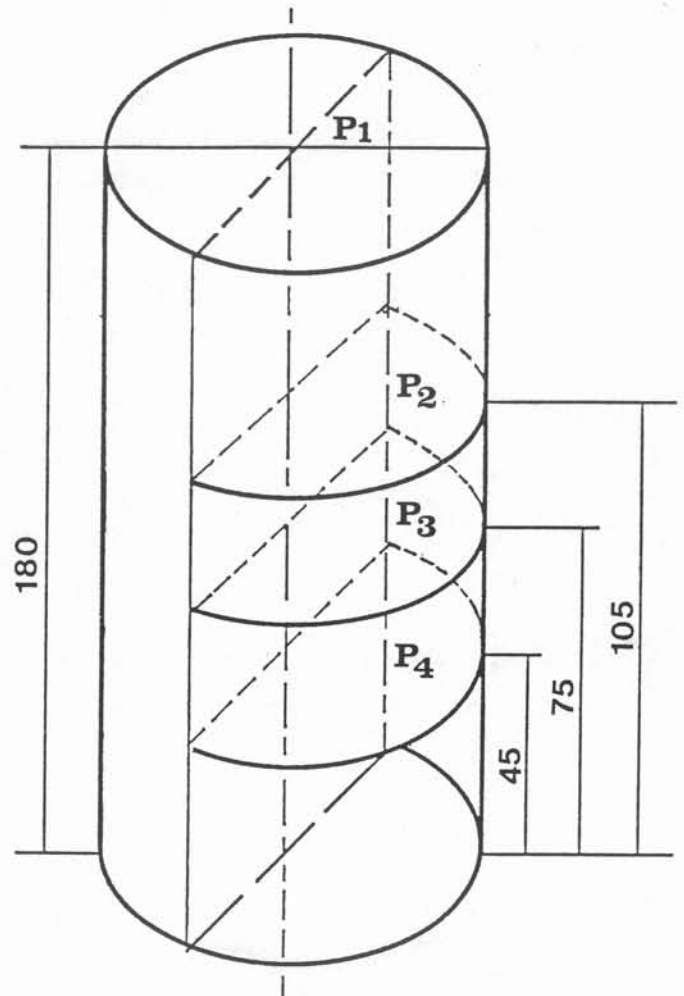


Fig 2-4 : Coupe des lingots et positions  
des échantillons macrographiques.  
P1, P2, P3, P4 : plans des coupes

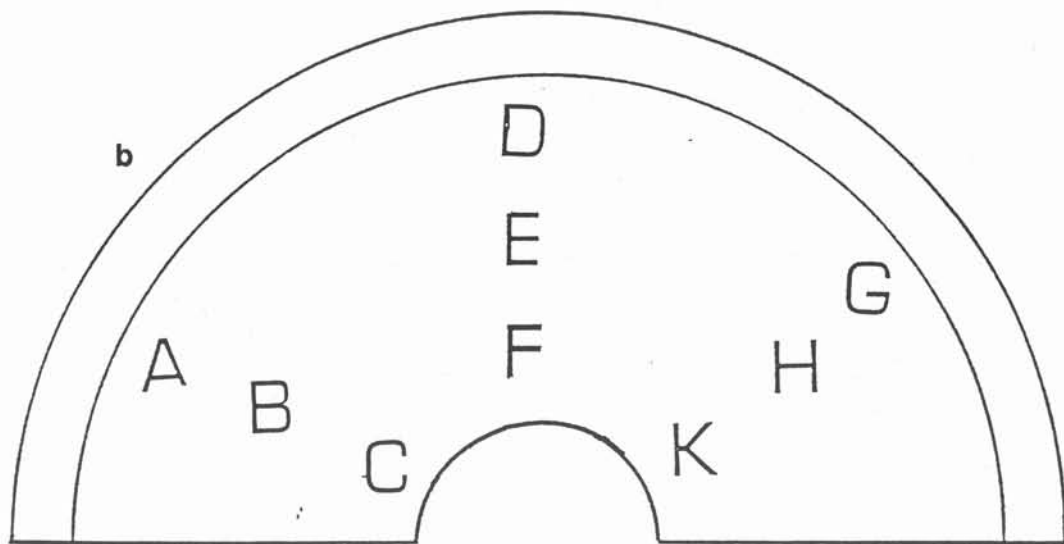
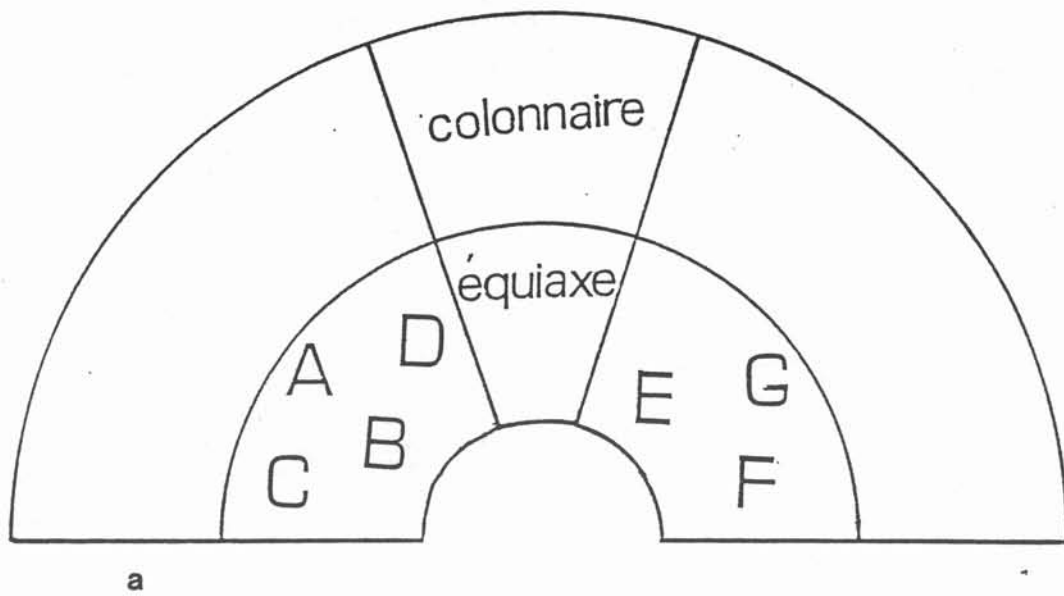
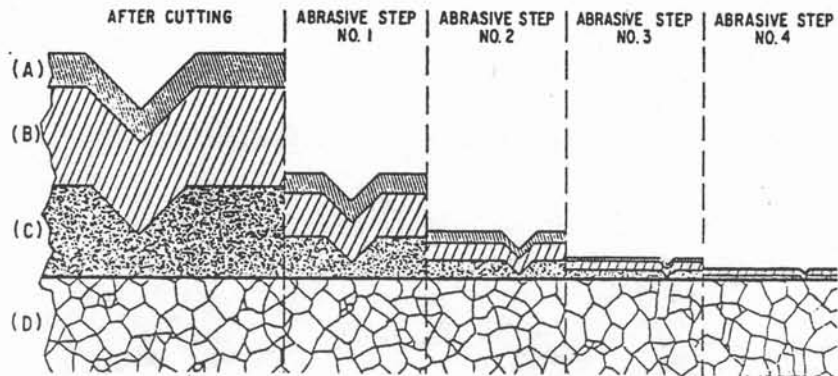
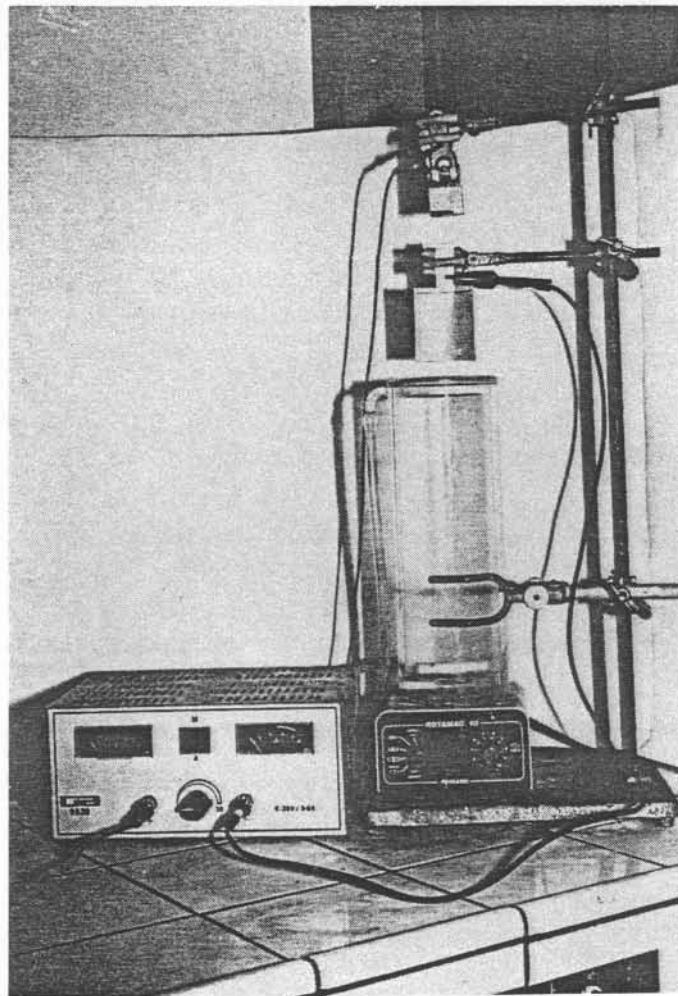


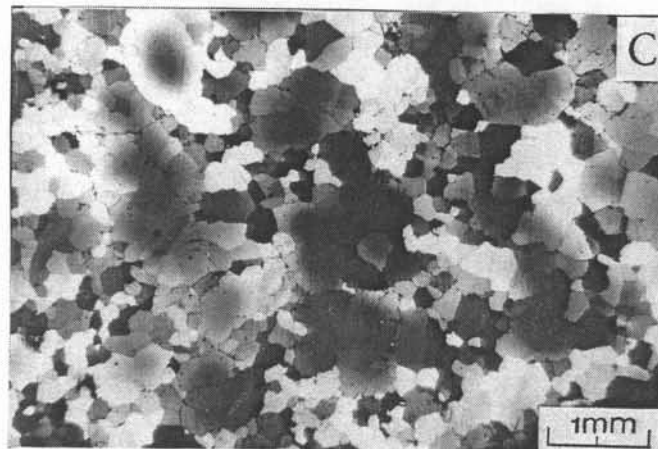
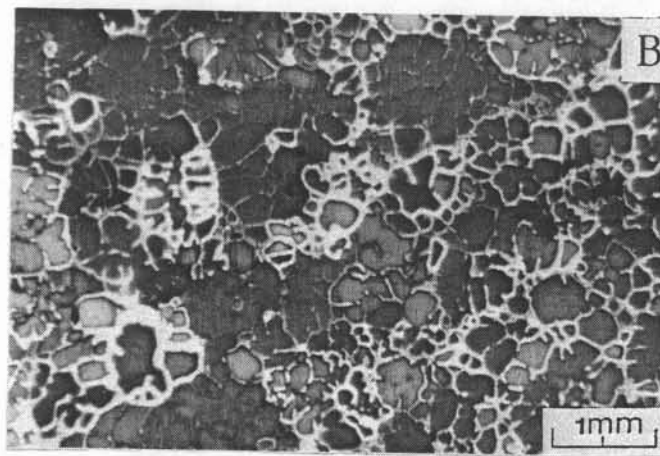
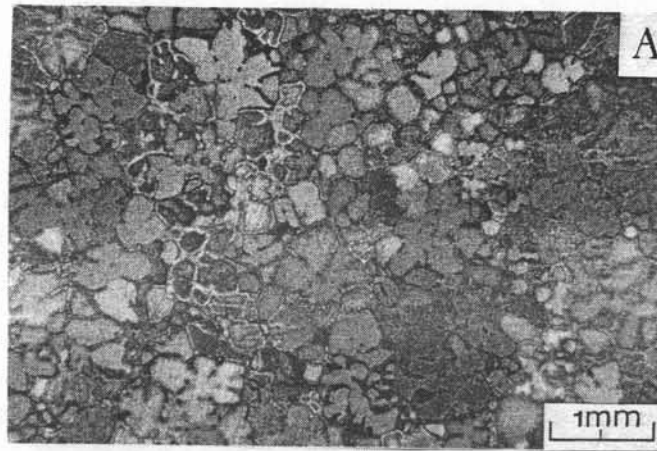
Fig 2-5 : Coupes des lingots et positions pour l'étude micrographique.  
a) Coupe du lingot refroidi par eau  
b) Coupe du lingot refroidi par air naturel et air comprimé.



**Fig.2-6:** Effet du polissage avec des papiers abrasifs de taille décroissante sur :  
 A:Le matériau profondément déformé. B:La couche très déformée  
 C:La couche légèrement déformée. D:Le matériau non perturbé  
 (d'après Richardson - 1971)



**Fig.2-7:** Dispositif expérimental pour l'attaque électrochimique



*Fig.2-8:*

- A - Attaque chimique sans recuit*
- B- Attaque électrolytique sans recuit*
- C- Recuit puis attaque électrolytique.*





## CHAPITRE 3



### **Chapitre 3**

## **INFLUENCE DU BRASSAGE ROTATIF SUR LA MACROSTRUCTURE DE SOLIDIFICATION**

### **3-1 Introduction**

Dans les produits coulés, on distingue habituellement trois zones de grains de solidification :

- La zone de peau, formée de grains fins et placée immédiatement contre la paroi du lingot.
- Les grains colonnaires qui ont une forme allongée dans le sens de l'écoulement de la chaleur.
- Les grains équiaxes. Comme leur nom l'indique, ils n'ont pas d'orientation préférentielle.

Plusieurs paramètres influencent la structure de grains de solidification, ils peuvent être regroupés en trois catégories (Durand 1987):

1- L'état thermique pendant la solidification : la surchauffe, la température de coulée, la vitesse de refroidissement, ainsi que la température du moule.

2- L'état dynamique du métal liquide : c'est -à -dire la convection du métal liquide, convection naturelle ou convection forcée.

3- La composition de l'alliage, qui joue un rôle très important.

Dans le présent chapitre, nous allons détailler la structure de grains de solidification de lingots d'alliage aluminium - cuivre 2 pct élaborés sous différentes conditions. Les paramètres de l'élaboration sont :

- la vitesse de rotation  $\omega=0, 200, 350, \text{ et } 500 \text{ RPM}$  .
- la nature du refroidissement contre la paroi de la lingotière: air en convection naturelle, air comprimé, eau.

### 3-2 Observations sur les macrographies

Ici nous présentons deux exemples pour chaque type de refroidissement.

-  $\omega = 0$  RPM (convection naturelle)

-  $\omega = 350$  RPM (convection forcée).

#### 3-2-1 Lingot refroidi par air naturel

##### 3-2-1-1 Lingot solidifié en convection naturelle ( $\omega = 0$ RPM)

Dans ce cas, la distribution des grains est complexe. La forme et la taille des grains varient énormément d'une place à l'autre (Fig 3-1).

Les figures 3-1A et 3-1B présentent deux coupes transversales à deux niveaux du lingot. Au niveau  $z = 45$  mm ( Fig. 3-1A ), il existe deux zones. La zone colonnaire contre la paroi du lingot présente des gros grains orientés. La longueur du grain est d'environ 10 à 15 mm. Le centre du lingot est constitué de grains équiaxes. La taille moyenne des grains équiaxes est de 6 mm au niveau de la frontière colonnaire-équiaxe, tandis qu'elle est de 0,5 mm au centre.

Dans cette partie, la transition colonnaire-équiaxe est nette. La zone équiaxe occupe environ 60 % du lingot.

Au niveau  $z = 105$  mm (Fig. 3- 1B), la zone colonnaire contre la paroi du lingot est constituée de gros grains allongés et orientés vers le centre. Certains d'entre eux ont une longueur de plusieurs centimètres. La zone équiaxe n'a pas la même distribution qu'au niveau  $z = 45$  mm. Nous avons d'abord une petite zone équiaxe au centre du lingot qui occupe environ 10 - 15 % de la surface. Par contre, nous observons des grains équiaxes entre les grains colonnaires. Ceci montre que la transition colonnaire-équiaxe à ce niveau n'est pas aussi nette qu' au niveau  $z = 45$  mm.

En résumé, nous pouvons dire que ce lingot comporte deux zones. La zone colonnaire, située contre la paroi du lingot, a une étendue qui est fonction de la hauteur du lingot. Elle occupe 48 % en bas ( $z = 45$  mm) et 85-90 % en haut ( $z = 105$  mm). Les grains colonnaires, gros et longs, sont orientés vers le centre du lingot. La zone équiaxe est au centre du lingot. La taille moyenne des grains équiaxes est d'environ 3 mm. La proportion de la zone équiaxe n'est pas uniforme dans toute la lingotière ( de 52 à 60 % en bas, 10 et 15 % en haut).

### **3-2-1-2 Lingot brassé à 350 RPM**

Les figures 3-1c et 3-1d présentent deux coupes du lingot brassé à 350 RPM : une coupe verticale (Fig. 3-1c), une coupe transversale (Fig. 3-1D).

On distingue sur la macrographie deux zones de structure de grains. Une petite zone colonnaire est située contre la paroi (environ 20 % du lingot). Les grains colonnaires sont fins et légèrement inclinés en fonction du rayon du lingot (Fig. 3-1D).

La longueur des grains colonnaires est environ de 2 mm à 5 mm. La zone colonnaire a ici une épaisseur de l'ordre de 8 à 10 mm. Une zone équiaxe au centre du lingot est faite de grains de taille fine et uniforme. Cette zone occupe 85 %. Enfin, nous pouvons discerner une transition colonnaire-équiaxe.

Sur ce lingot nous avons les conclusions suivantes :

Sous l'action du brassage rotatif, les grains colonnaires deviennent fins et inclinés en fonction du rayon du lingot.

La proportion équiaxe-colonnaire augmente en fonction du brassage. La zone équiaxe occupe environ 80 à 85 % du volume. Les grains équiaxes sont plus fins que pour le cas sans rotation.

### **3-2-2 Structure des lingots lors d'un refroidissement par air comprimé**

#### **3-2-2-1 Lingot solidifié par air comprimé sans rotation**

Ce cas est aussi complexe que celui du lingot refroidi par air naturel. Nous avons deux coupes, une verticale (Fig.3-2A), une transversale (Fig.3-2B). La coupe transversale montre que la structure de grains est extrêmement différente d'une plage à l'autre.

La zone colonnaire contre la paroi du lingot présente des gros grains colonnaires orientés. Ils sont de plus en plus gros et allongés vers le haut de la lingotière. En bas du lingot il s'est développé une petite zone colonnaire formée de gros grains, mais non orientés.

Le centre du lingot est constitué des grains équiaxes. La taille de grains moyenne est d'environ quelques millimètres. La figure 3-2A présente la zone équiaxe, qui occupe environ 30 pour cent du volume. La zone équiaxe est plus importante au niveau  $z = 45$  mm qu'au niveau  $z = 100$  mm.

Dans ce lingot, la transition colonnaire-équiaxe n'est pas nette.

En conclusion, pour le lingot refroidi par air-comprimé sans rotation, il existe deux zones : colonnaire et équiaxe :

- la zone colonnaire contre la paroi du lingot n'est pas répartie régulièrement sur toute la hauteur du lingot. Les grains colonnaires sont gros et allongés, orientés vers le centre.
- la zone équiaxe est au centre. Elle occupe environ 30 pour cent du volume. Les grains équiaxes sont gros et non uniformes.

### 3-2-2-2 Lingot brassé à 350 RPM

La zone équiaxe est très étendue. Elle occupe environ 90 pour cent de la surface de la macrographie. Son épaisseur est pratiquement constante (Fig. 3-2-C et D). Il y a quelques endroits sur la section transversale (Fig. 3-2 D) où la zone équiaxe est étendue jusqu'à la paroi du lingot. Nous avons aussi constaté que la taille de grains équiaxes est plus fine et uniforme dans toute la lingotière.

La zone colonnaire est très mince. Les grains colonnaires sont plus fins que ceux vus sur les figures 3-1C et 3-1D. La zone colonnaire est contre la paroi. Les grains colonnaires sont inclinés en fonction du rayon du lingot. Mais par manque de clarté, on ne peut pas mesurer l'angle  $\theta$  de l'inclinaison de ces grains.

La transition colonnaire-équiaxe n'est pas nette.

Conclusion : Avec brassage rotatif, les grains équiaxes dans ce lingot deviennent plus fins et uniformes.

- la zone équiaxe s'étend très rapidement : sans rotation, elle occupe 50 % et pour  $\omega = 350$  RPM, elle occupe 85 %.
- la zone colonnaire diminue quand la vitesse de rotation augmente.

### 3-2-3 Structure des lingots refroidis par eau :

#### 3-2-3-1 Lingot solidifié par eau, sans rotation (convection naturelle)

L'utilisation de l'eau donne des vitesses de refroidissement beaucoup plus grandes que dans les deux cas précédents. Ceci génère une macrographie très différente et plus complexe.

La figure 3-3A présente la macrographie d'une coupe verticale du lingot. Cette figure montre qu'il n'y a pas de zone de peau, mais il y a une grande zone colonnaire, avec des grains orientés depuis la paroi vers le centre du lingot. Les grains colonnaires ont des dimensions qui varient de quelques millimètres jusqu'à 15 mm. Ils sont en moyenne plus grands dans la partie haute du lingot et sont irrégulièrement répartis, les grains gros et courts s'intercalent entre les grains plus fins et longs. Cette zone colonnaire occupe environ 95 % de la surface de la section du lingot, le reste de cette section est occupée par une zone équiaxe qui est située surtout en bas du lingot.

La coupe transversale du lingot à la hauteur de 45 mm (Fig. 3-3B) montre uniquement des grains colonnaires allongés et orientés de l'extérieur vers le centre du lingot et de taille non uniforme.

**Conclusion** : avec une forte vitesse de refroidissement, ce lingot comporte de gros grains colonnaires orientés et irrégulièrement allongés.

### 3-2-3-2 Structure du lingot brassé à 350 RPM

Avec le brassage, des changements apparaissent dans la structure du lingot.

Deux zones peuvent aisément être distinguées sur la coupe verticale (Fig.3-3C). Une zone centrale est formée de grains équiaxes très fins (environ 100 à 150  $\mu\text{m}$ ) répartis de façon uniforme sur toute la hauteur du lingot. Cette zone garde une épaisseur constante le long de la hauteur du lingot. Une zone extérieure contenant des grains colonnaires plus fins que ceux vus sur les figures 3-3A et 3-3B. Leur taille varie de quelques millimètres à 15 millimètres.

Sous l'action du brassage ces grains se sont inclinés d'un angle  $\theta$  par rapport au rayon (voir figure 3-3D).

La transition entre les deux zones équiaxes et colonnaires est très brutale. On passe directement de grains colonnaires à des grains équiaxes fins ( Fig. 3-3 et 3-4).

La figure 3-4 montre 3 micrographies prises en 3 points différents du même lingot :

- la micrographie A prise dans la zone colonnaire montre des grains fortement allongés .
- la micrographie B prise dans la zone de transition montre une juxtaposition de grains allongés et de grains équiaxes.
- enfin la micrographie C prise dans la zone équiaxe montre des grains plus ronds.



**Conclusion :** Sur ce lingot 2 zones ont été observées

- 1- une zone équiaxe à l'intérieur du lingot, constituée de grains arrondis. La transition avec la zone colonnaire est brutale.
- 2- une zone colonnaire, contenant des grains allongés et inclinés d'un angle  $\theta$  voisin de 20 à 25 degrés par rapport aux rayons du lingot. Zone colonnaire et zone équiaxe ont une extension radiale voisine.

### 3.2.3.3 Grains colonnaires de lingot refroidi par eau

Les figures 3.5 montrent les grains colonnaires obtenus avec des vitesses de brassage 200, 350, et 500 RPM, et un refroidissement par eau.

Qualitativement nous pouvons observer des grains colonnaires de taille importante en absence de rotation. Cette taille va en diminuant quand le brassage augmente.

## 3-3 Proportion de la zone équiaxe en fonction du brassage

Comme nous avons vu sur la figure 3-3, la structure du lingot est composée de deux zones : une zone colonnaire et une zone équiaxe. Leurs proportions respectives dépendent de la vitesse de refroidissement et de la vitesse du brassage dans le métal liquide. Dans ce paragraphe, nous présentons des mesures de la proportion de la zone équiaxe, pour les essais refroidis par eau.

### 3-3-1 Méthode de mesure

La partie précédente a montré que l'épaisseur de la zone équiaxe n'est pas constante (Fig. 3-1, 3-2, 3-3). Ici, nous négligeons la zone de transition, car elle est difficile à matérialiser ici et son épaisseur est faible. Nous avons tracé à l'oeil sur les macrographies la frontière séparant la zone colonnaire et la zone équiaxe, puis nous avons découpé l'image. La proportion des deux zones est déterminée par pesée. Les résultats sont présentés dans le tableau 3.1. Pour les lingots refroidis à l'eau, cette valeur est mesurée à trois niveaux  $z = 45 - 75 - 105$  mm. Par contre nous ne mesurons qu'à deux niveaux  $z = 45$  ou  $75$  mm pour des essais de refroidissement par air comprimé et air naturel, parce qu'à  $z = 105$  mm, la proportion équiaxe est très voisine de celle obtenue à  $z = 45$  ou  $75$  mm, pour  $\omega = 200, 350, 500$  RPM. La proportion est quasiment à zéro lorsque  $\omega = 0$  RPM comme dans le cas avec l'eau.

### 3-3-2 Proportion de la zone équiaxe en fonction du brassage

La proportion de zone équiaxe dépend de la vitesse de refroidissement et du brassage (tableau 3.1).

La figure 3-6 présente la proportion de la zone équiaxe en fonction du brassage des trois séries d'essais. La courbe 1 montre la proportion de la ligne équiaxe dans une série de lingots refroidis à l'eau. Sur chaque lingot, la mesure est faite aux trois niveaux  $z = 45$  mm,  $z = 75$  mm,  $z = 105$  mm. A la vitesse  $\omega = 0$  RPM la proportion de la zone équiaxe est pratiquement nulle. Mais lorsque la vitesse augmente jusqu'à 200 RPM, la zone équiaxe augmente de 5 % à 32 % et 50 %. Lorsque la vitesse de rotation croît de 350 RPM à 500 RPM, la zone équiaxe continue d'augmenter, mais moins rapidement. La valeur maximum est de 54 %. Les courbes 2 et 3 présentent la proportion de la zone équiaxe des deux autres séries. Le refroidissement est assuré par air comprimé (courbe 2), par air naturel (courbe 3). Ces courbes ont la même allure. Les résultats sont très voisins. A  $\omega = 0$  RPM, la proportion de la zone équiaxe est de l'ordre de 50 %. Lorsque  $\omega$  augmente à 200 RPM, la zone équiaxe augmente jusqu'à 76 % et 79 % (air naturel) et 76 % et 66 % (air comprimé). A  $\omega = 350$  RPM, la proportion de la zone équiaxe est de l'ordre de 80 % à 85 % (air comprimé). Lorsque  $\omega$  croît à 500 RPM, la proportion de la zone équiaxe ne varie plus, elle est comprise entre 81 % et 85 %.

Les mesures de proportion de la zone équiaxe sont effectuées à deux niveaux du lingot à  $z = 45$  mm et  $z = 75$  mm. (avec le cas de refroidissement par air naturel et air comprimé), car à  $z = 105$  mm, il n'existe que des grains colonnaires, lorsque  $\omega = 0$  RPM. Pour le cas du brassage, la zone équiaxe est quasiment celle du niveau  $z = 75$  mm.

### Conclusion

Sans rotation, la proportion de la zone équiaxe est très petite, de l'ordre de quelques pour cent, dans le cas d'un refroidissement rapide. Elle est égale à 50 % dans les deux autres cas (air naturel et air comprimé). Lorsque la vitesse de rotation augmente, la proportion de la zone équiaxe augmente, mais cette proportion varie peu pour des vitesses comprises entre 350 RPM et 500 RPM.

### 3-4 Angle $\theta$ des cristaux colonnaires en fonction du brassage

Sur la figure 3-3D, nous avons vu que les grains colonnaires sont inclinés d'un angle  $\theta$  par rapport au rayon. La mesure de ces angles  $\theta$  peut jouer un rôle important.

Ce point sera discuté dans le chapitre 7.

### 3-4-1 Méthode de mesure de l'angle $\theta$

Nous avons mesuré  $\theta$  sur la série des lingots refroidis par l'eau. En effet, dans ce cas l'angle  $\theta$  apparaît très nettement. Les mesures d'angle  $\theta$  sont effectuées à un seul niveau  $z = 45$  mm du lingot, parce qu'à ce niveau les angles  $\theta$  apparaissent plus nettement qu'aux autres niveaux. Mais, nous avons vu à l'oeil nu qu'aux autres niveaux ( $z = 75, 105$  mm), les angles  $\theta$  ont la même variation qu'au niveau  $z = 45$  mm.

La figure 3-7 montre le principe de la méthode : les angles sont mesurés en fonctions du rayon et en fonction de l'angle  $\theta$ .

La surface de la zone colonnaire du lingot est divisée en trois zones, de largeur 3 mm aux rayons  $r = 48, 56, 63$  mm et en 12 secteurs ( $\alpha + 15$  degrés). Pour chaque  $\alpha$ , les mesures sont réalisées sur pratiquement tous les joints des cristaux colonnaires. Nous voyons que les plus grands coupent les trois couronnes selon les segments AB, CD, EF. Les plus petits coupent au moins une des trois couronnes AB, CD ou EF.

La figure 3-7 présente le détail du principe de la mesure: on trace le rayon BO, puis le segment AB, enfin on mesure l'angle  $\theta$ . De cette façon on obtient les angles  $\theta$  entre des cristaux colonnaires pour chacun des trois rayons.

**Remarque :** A  $\omega = 500$  RPM, les mesures sont faites sur 2 rayons ( $r = 56$  mm et  $r = 63$  mm). Pour  $r = 48$  mm, les mesures ont été effectuées à  $\alpha = 90^\circ$  seulement et  $105^\circ$ .

### 3-4-2 Angle $\theta$ en fonction du brassage rotatif.

La figure 3-8 présente les angles  $\theta_{\min}$ ,  $\theta_{\text{moy}}$ ,  $\theta_{\max}$  en fonction de  $\alpha$  et du rayon  $r$  à la vitesse  $\omega = 350$  RPM à  $z = 45$  mm. A  $r$  et  $\alpha$  fixés, les mesures donnent des valeurs peu dispersées. L'amplitude de  $\theta$  est comprise entre 5 et 8 degrés (tableau 3.2). Les courbes 1 représentent les valeurs moyennes de  $\theta$  en fonction de  $\alpha$ . Celles-ci varient très peu, les écarts ne dépassent pas 2 degrés (tableau 3.2). Il n'y a donc pratiquement pas de variation en fonction de  $\alpha$ . C'est-à-dire que le lingot présente une bonne symétrie de révolution. Les courbes 2 indiquent la valeur moyenne sur  $\alpha$  à  $r$  fixé.  $\theta$  augmente lentement lorsque  $r$  décroît de 63 mm à 48 mm, c'est-à-dire dans le sens de croissance des cristaux.

La figure 3-9 montre les angles  $\theta_{\min}$ ,  $\theta_{\max}$ ,  $\theta_{\text{moy}}$ . en fonction de  $\alpha$  et du rayon à trois vitesses différentes : ( $\omega = 200, 350, 500$  RPM), à  $z = 45$  mm. Lorsque la vitesse du brassage diminue de 500 à 200 RPM, les angles  $\theta$  sont de plus en plus regroupés.

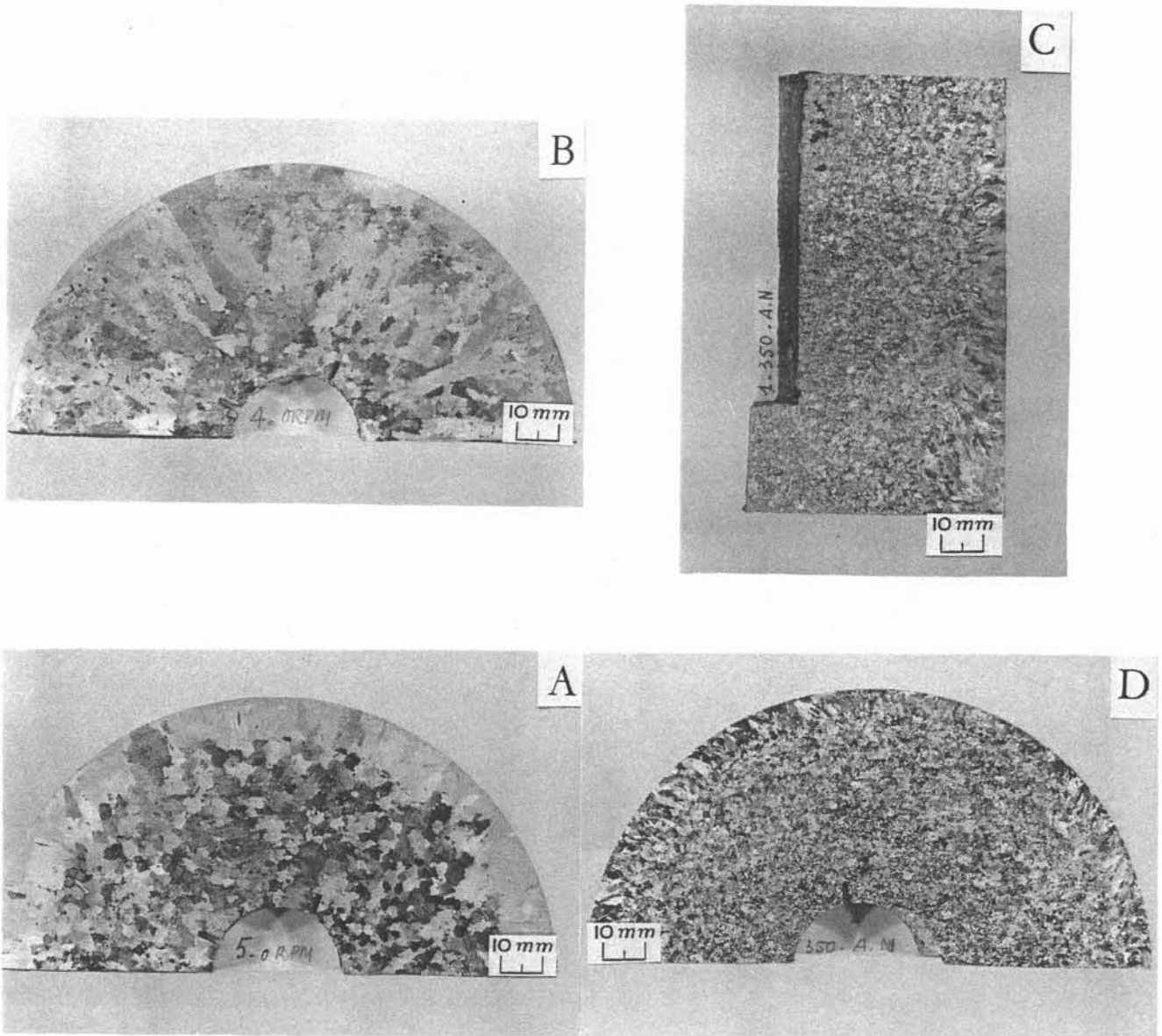
La figure 3-10 présente les angles  $\theta_{\min}$ ,  $\theta_{\max}$ ,  $\theta_{\text{moy}}$ . à chaque rayon en fonction de la vitesse de brassage rotatif. Elle montre très clairement que l'angle  $\theta$  augmente très rapidement de zéro degré à 20 degrés dans le domaine de 0 RPM à 200 RPM. Puis lorsque la vitesse du brassage continue à augmenter de 200 RPM à 500 RPM, l'angle  $\theta$  augmente très lentement. D'autre part, la fluctuation des angles  $\theta$  augmente lorsque la vitesse du brassage augmente (tableau 3.2).

Les mesures de ces angles  $\theta$  sont comparées avec les mesures de Fredriksson (figure 3.10). Il a mesuré les angles  $\theta$  pour l'alliage Al-Cu (0.5%). Ceux-ci varient entre

- $19^\circ$  et  $22^\circ$  à  $\omega = 200$  RPM
- $22^\circ$  à  $\omega = 345$  RPM
- $21^\circ$  et  $24^\circ$  à  $\omega = 570$  RPM.

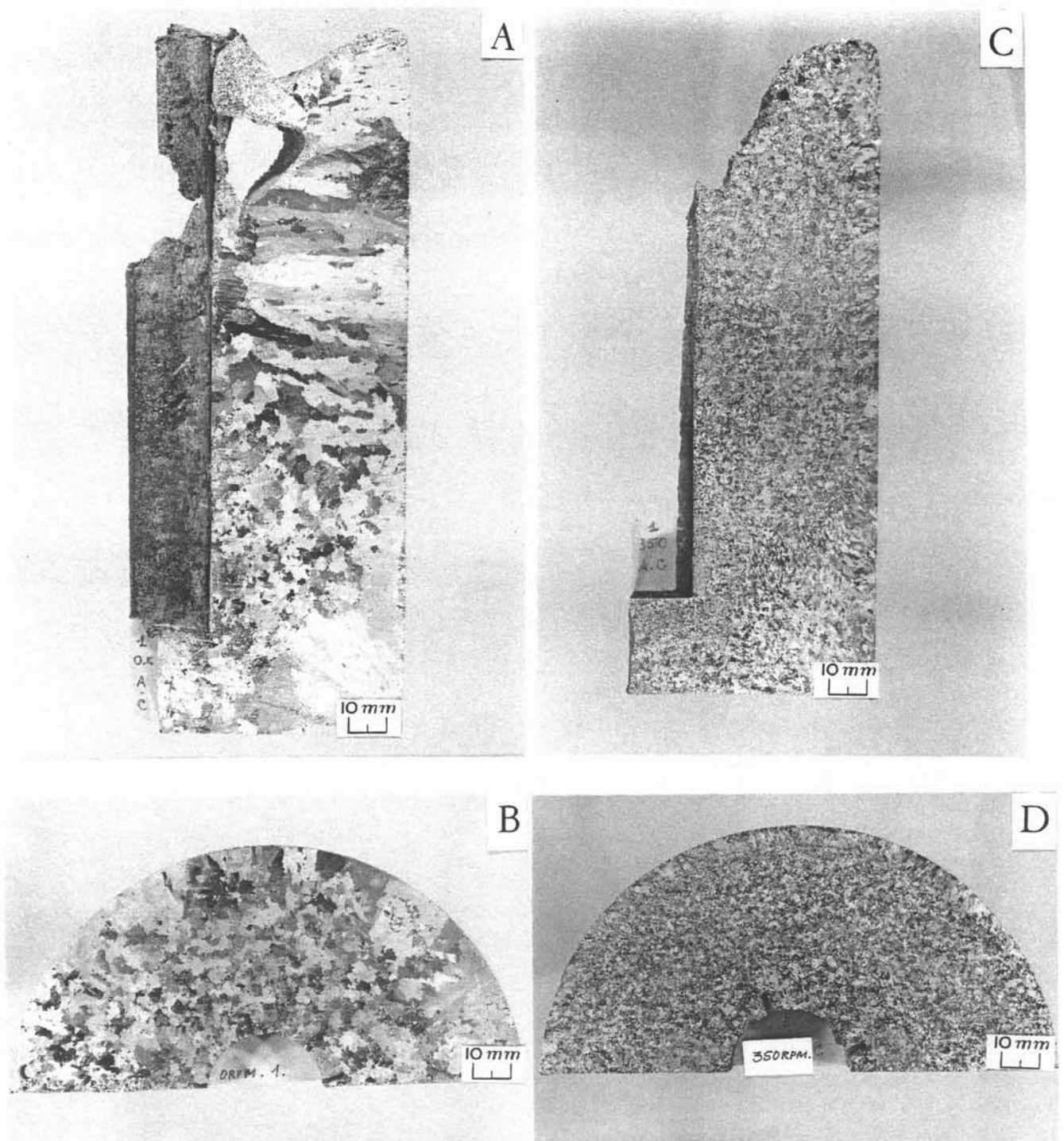
Au chapitre 7, nous comparerons nos résultats avec ceux calculés à partir de formules empiriques développées.





**Fig 3.1 :** Coupes des lingots refroidis par air naturel  
A et B : Sans brassage  
C et D : Avec brassage à 350 RPM





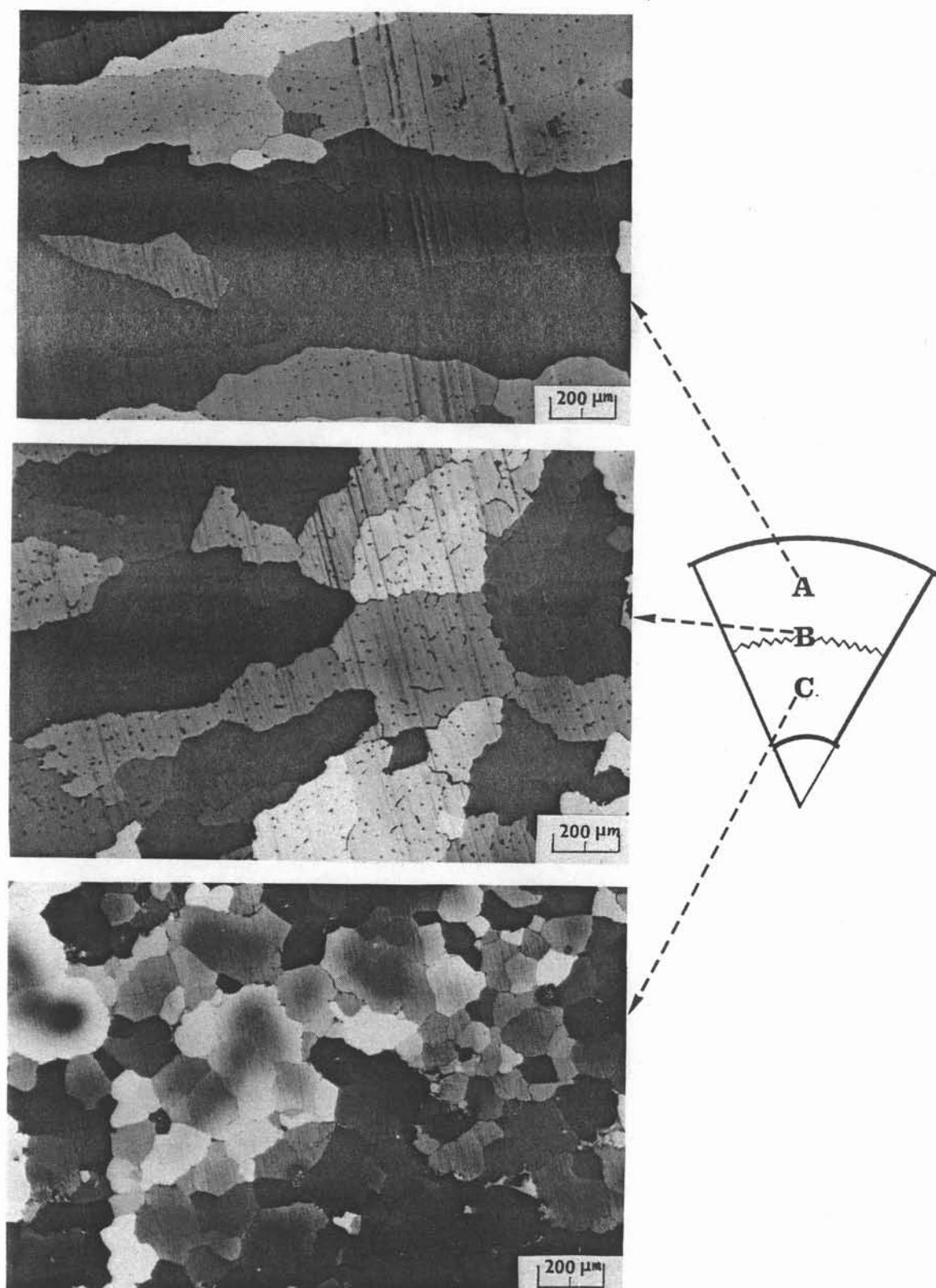
**Fig 3.2 : Coupes des lingots refroidis par air comprimé**  
**A et B : Sans brassage,**  
**D et C : Avec brassage à 350 RPM**





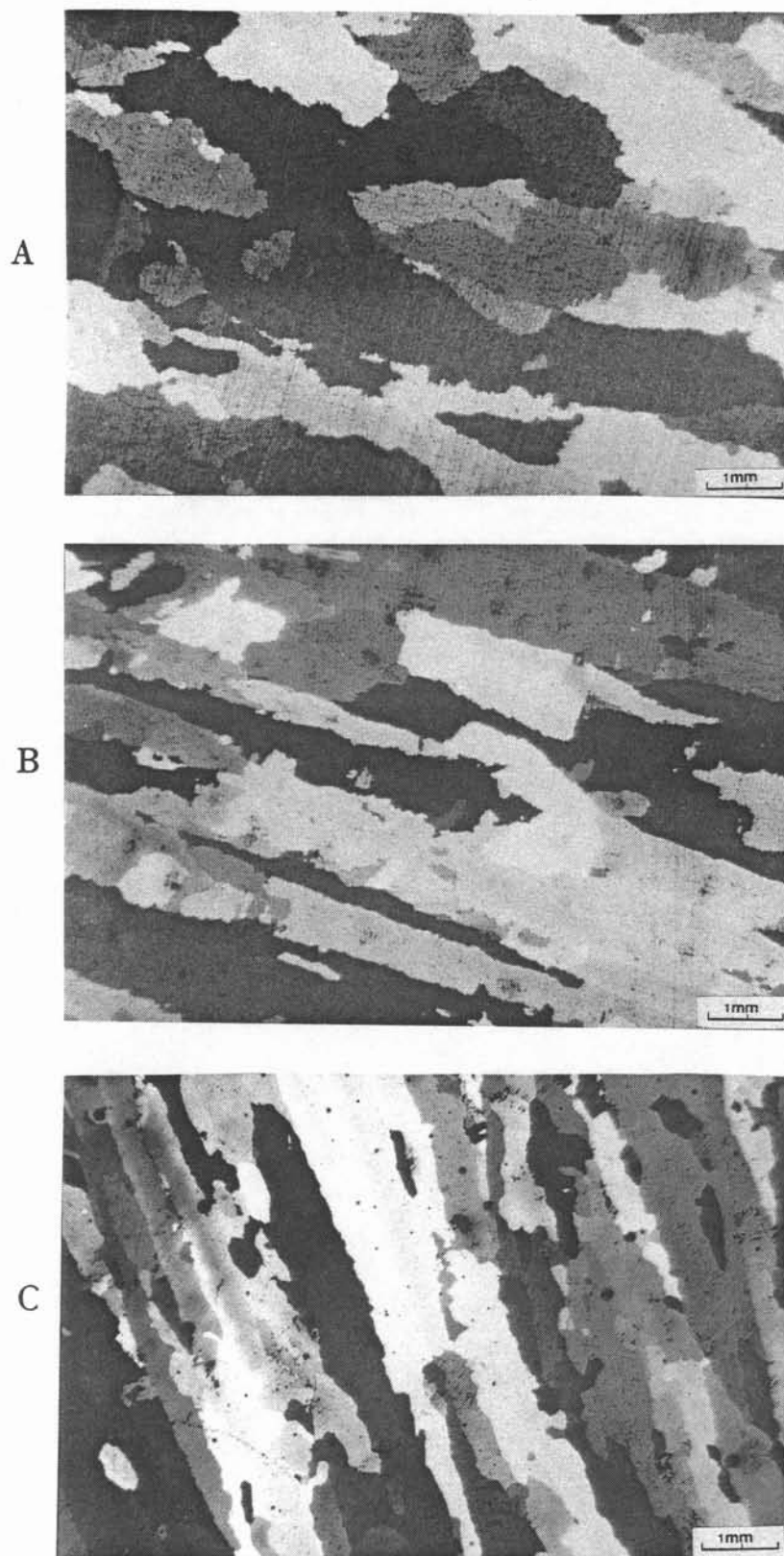






*Fig 3.4 : Micrographies de lingot refroidi par eau*  
*A : zone colonnaire*  
*B : zone transition colonnaire-équiaxe*  
*C : zone équiaxe*





**Fig. 3.5**      *Micrographies de lingot refroidi par eau*  
A.  $\omega = 200$  RPM , B.  $\omega = 350$  RPM , C.  $\omega = 500$  RPM



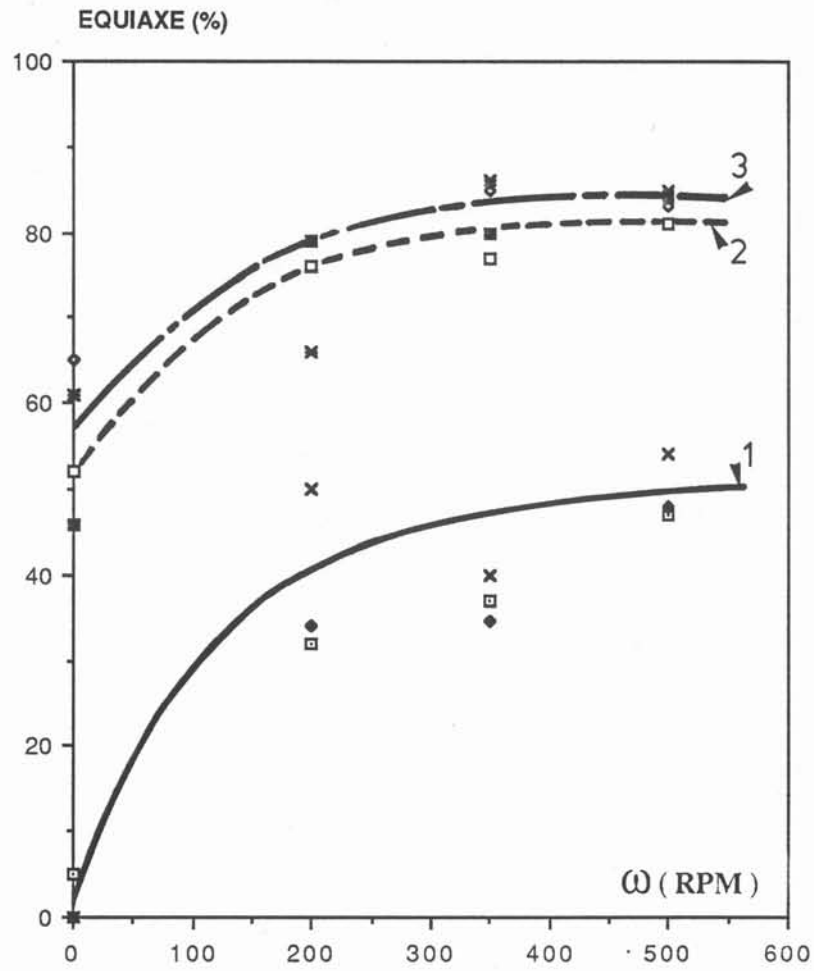


Fig 3.6 : Proportion de zone équiaxe en fonction du brassage  
1 - eau, 2 - air comprimé, 3 - air naturel.



**TABLEAU :3.1**  
**proportion de la zone équiaxe**

mt : poids de l'image total . mt : poids de l'image de la zone équiaxe  
me/mt : proportion de la zone équiaxe

	$\omega$ (RPM)	z (g)	mt (g)	me (g)	me/mt (%)
EAU	0	45	0.5605	0.1830	32
		75	0.5180	0.2005	34
		105	0.5640	0.2759	50
	200	45	0.5972	0.2206	37
		75	0.5759	0.2004	34.7
		105	0.5725	0.2290	40
	350	45	0.5541	0.2598	47
		75	0.5430	0.2613	48
		105	0.5430	0.2948	54
	500	45	0.5950	0.3874	65
		75	0.5905	0.2731	46
		105	+	+	+
AIR COMPRISE	0	45	0.6013	0.4566	76
		75	0.5997	0.4761	79
		105	+	+	+
	200	45	0.5931	0.5031	84.8
		75	0.5958	0.4779	79.7
		105	+	+	+
	350	45	0.5726	0.4773	82.6
		75	0.5678	0.4797	84
		105	+	+	+
	500	45	0.5915	0.3248	52
		75	0.5534	0.3400	61
		105	+	+	+
AIR NATUREL	0	45	0.5881	0.4496	76
		75	0.5865	0.3904	66
		105	+	+	+
	200	45	0.5620	0.4506	77
		75	0.5806	0.5010	86
		105	+	+	+
	350	45	0.5805	0.4721	81
		75	0.5874	0.5010	85
		105	+	+	+
	500	45	0.5805	0.4721	81
		75	0.5874	0.5010	85
		105	+	+	+

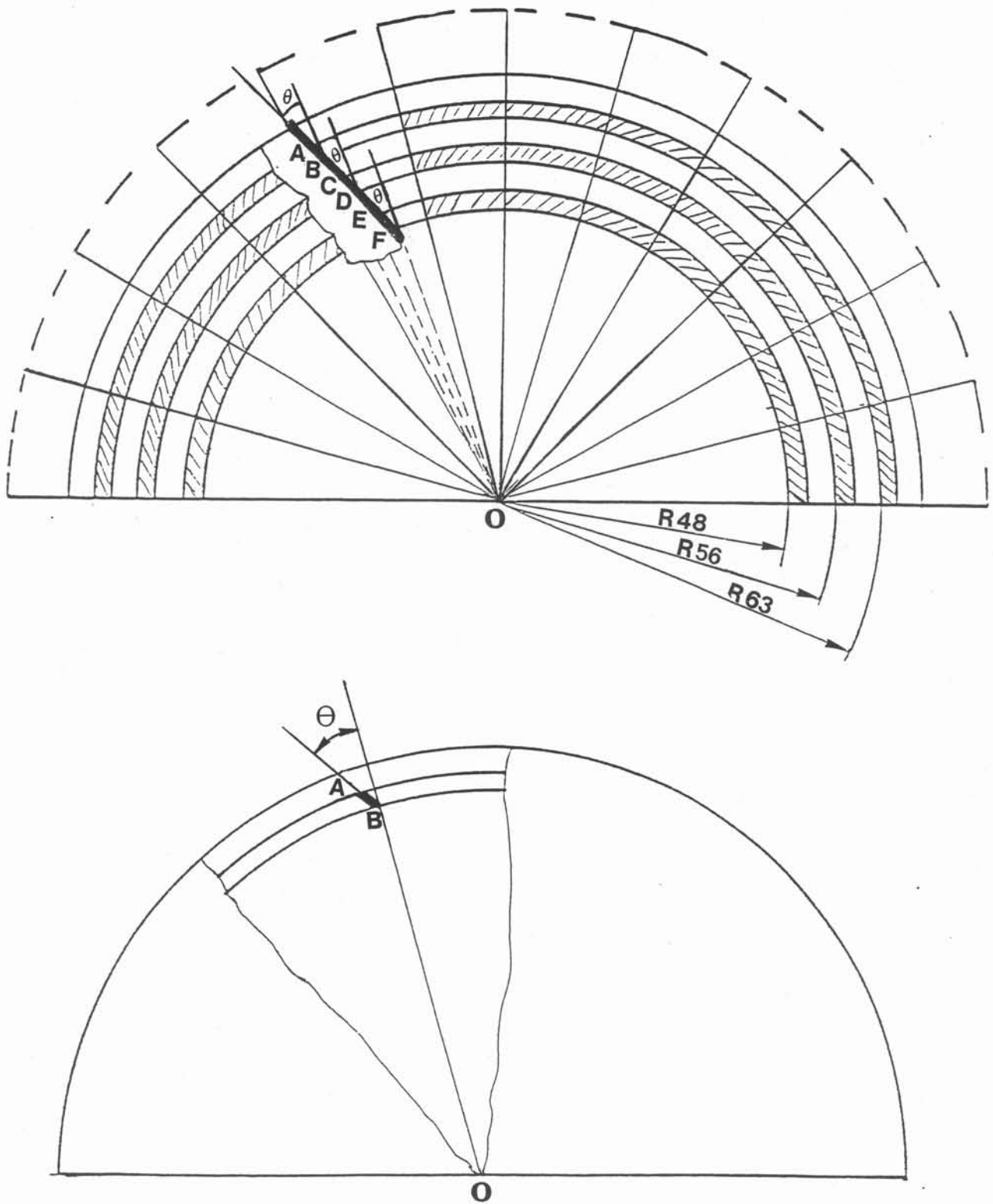


Fig 3-6 : Méthode de mesure d'angle  $\Theta$

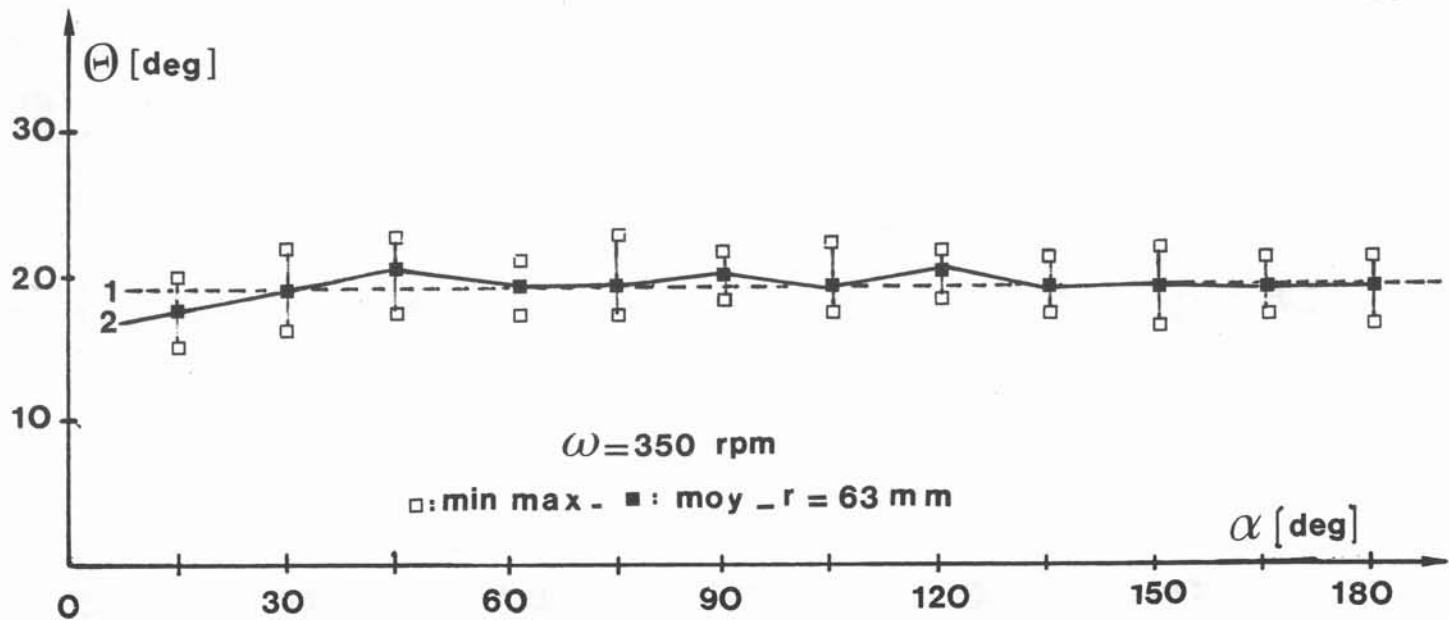
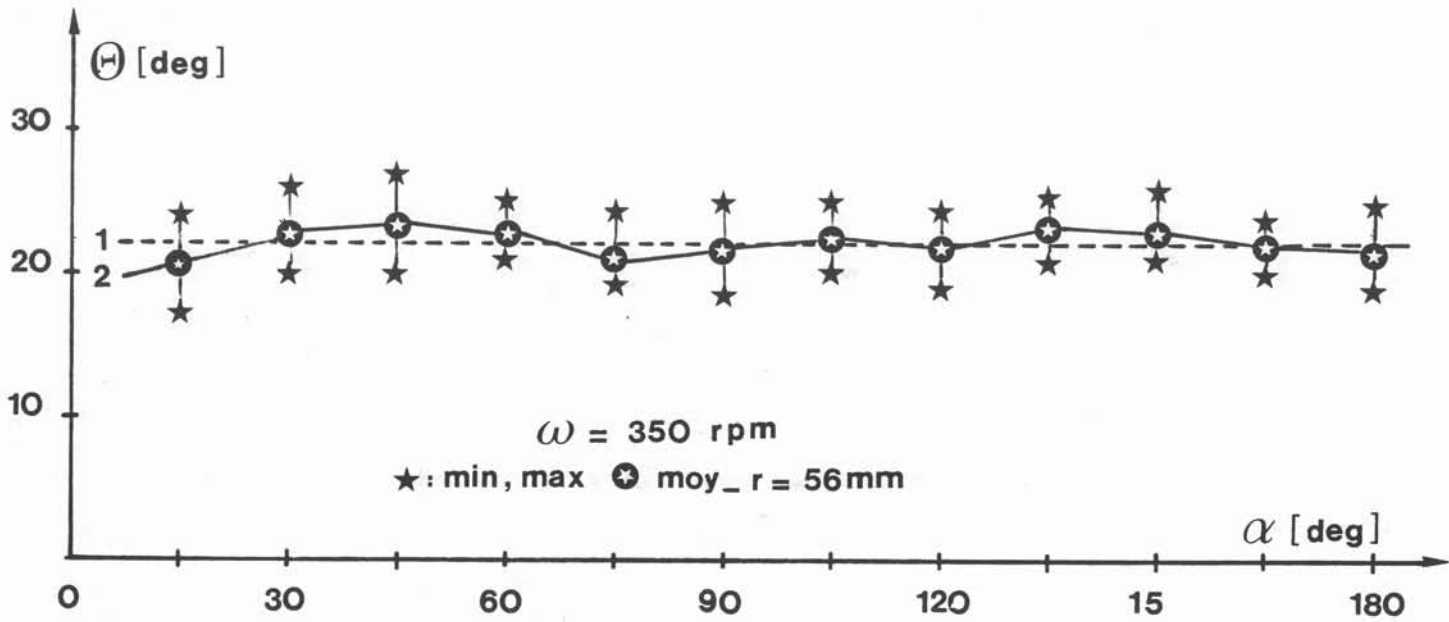
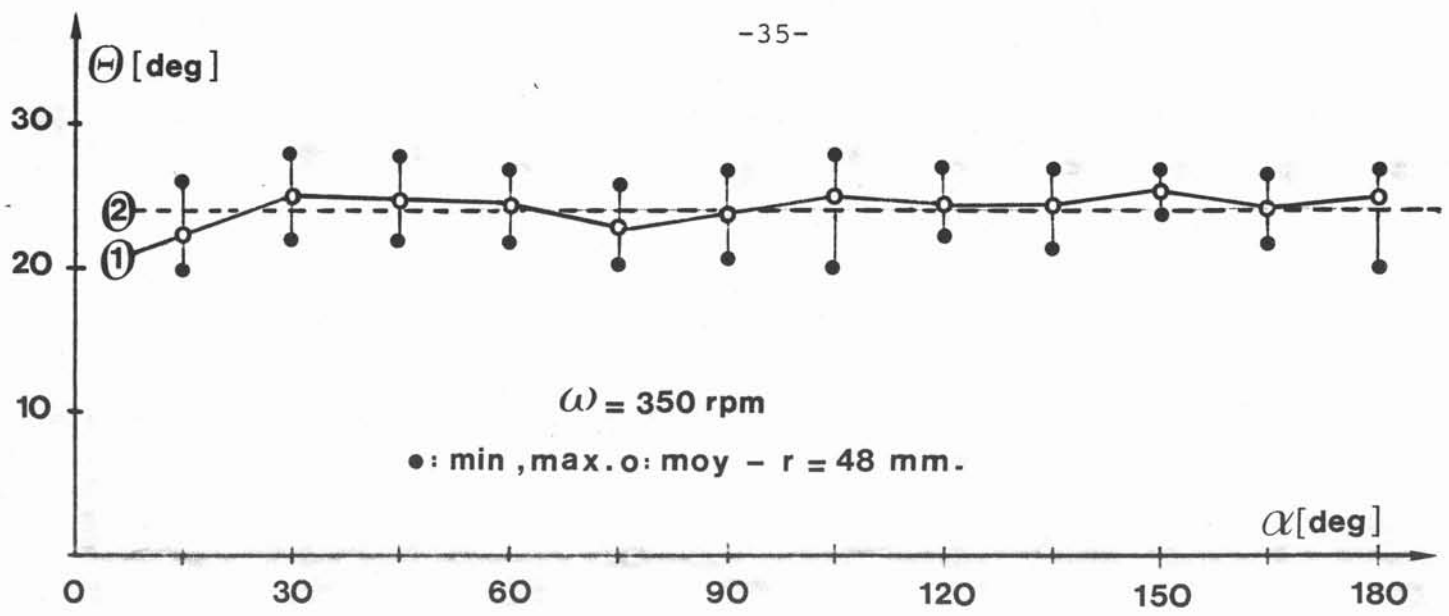


Fig3.8 : Angle  $\Theta$  en fonction de l'angle  $\alpha$ , du rayon  $r$  au même niveau  $z = 45$  mm

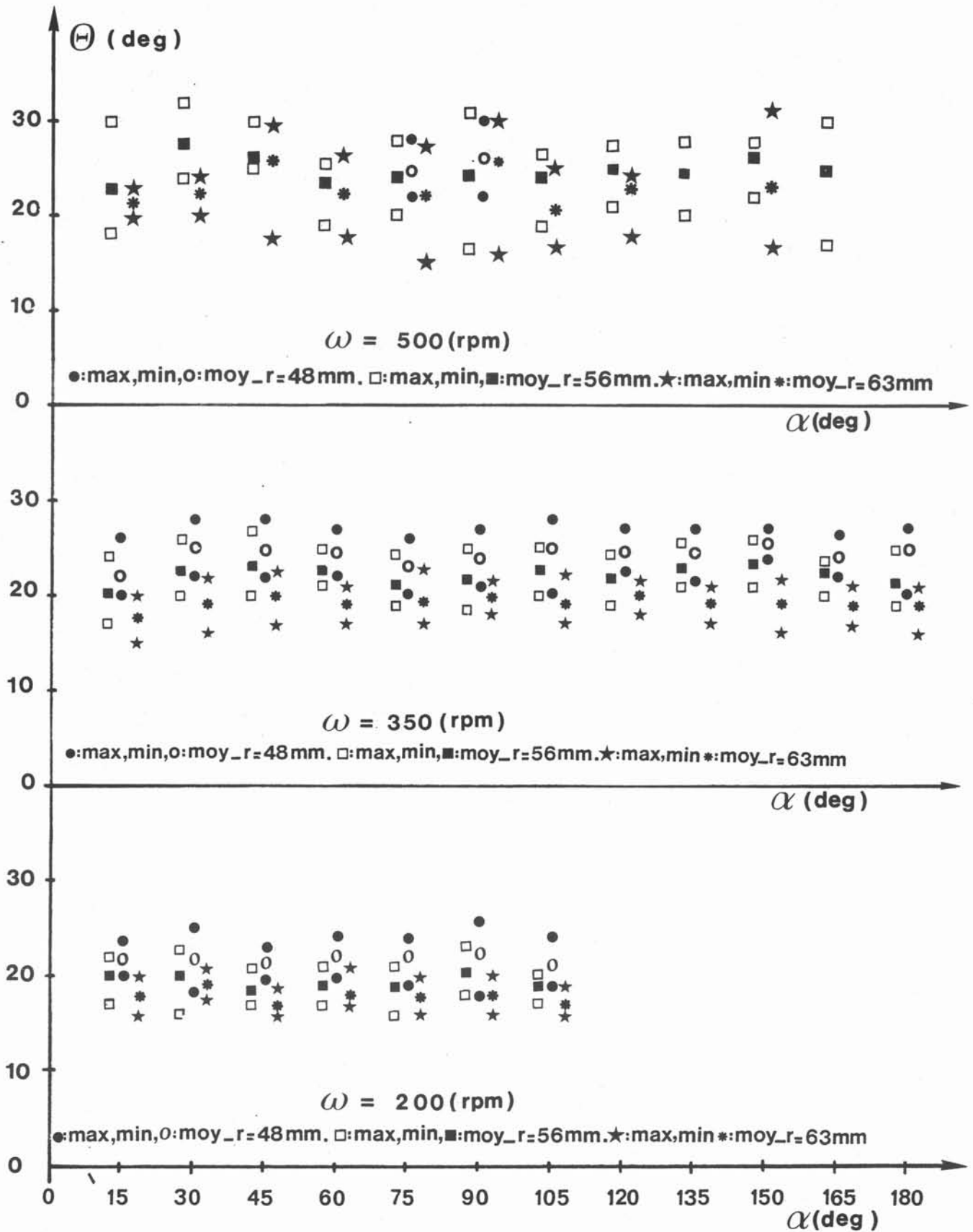


Fig3.9 : Angle  $\Theta$  en fonction de l'angle  $\alpha$ , du rayon  $r$ , vitesse  $\omega$  au même niveau  $z = 45$  mm

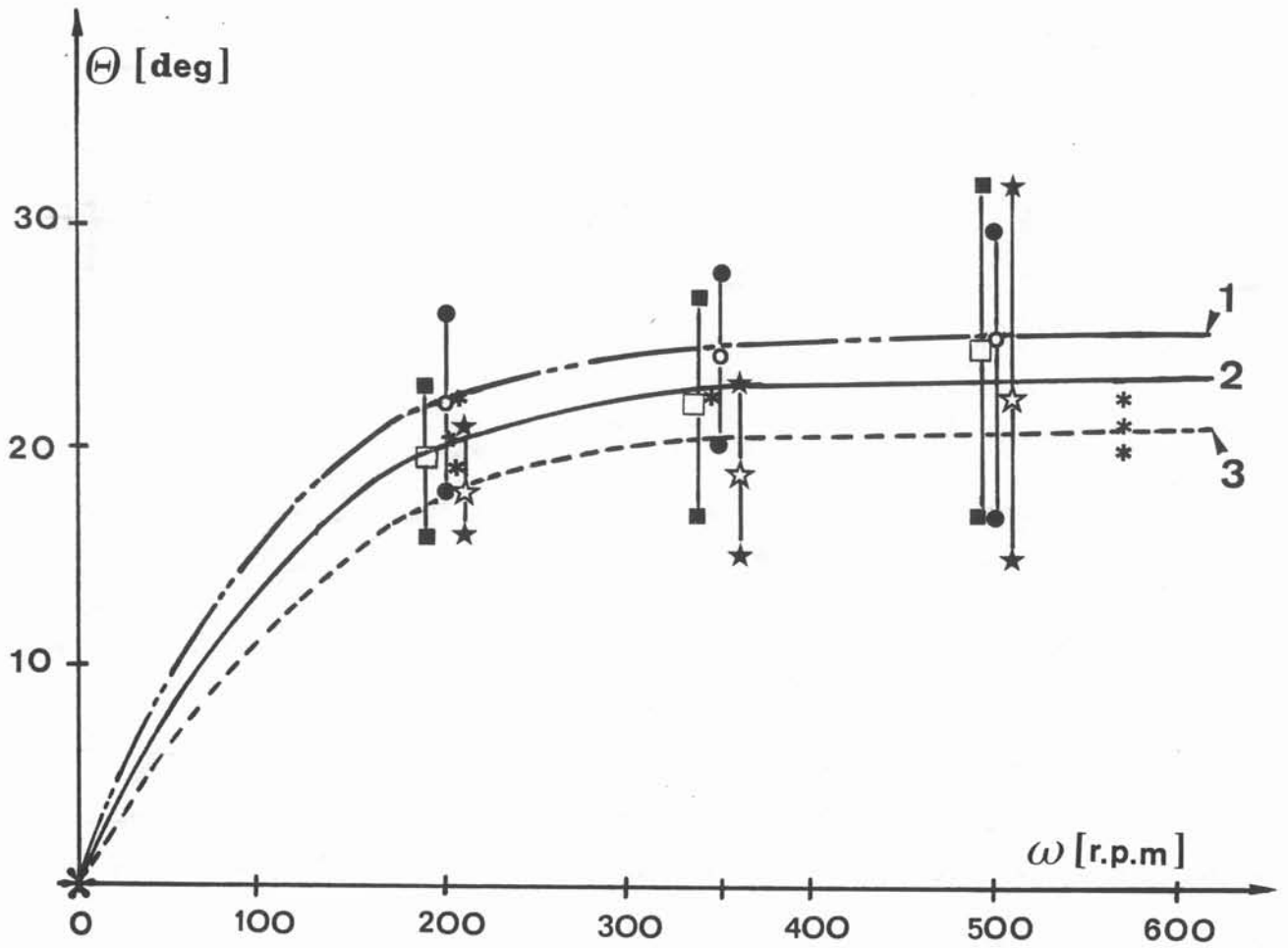


Fig 3.10 : Angle  $\Theta$  en fonction du brassage rotatif.  
 1)  $r = 48$  mm. ( ● ) 2)  $r = 56$  mm. ( ■ ). 3)  $r = 63$  mm. ( ★ )  
 \* mesures de Fredriksson

TABLEAU: 3.2  
Angle  $\theta$  en fonction de  $\alpha$ , de  $r$  et de la vitesse de brassage ( $\omega$ )

$\omega$	$r$ m m	$\alpha$ $\theta$	15	30	45	60	75	90	105	120	135	150	165	180	$\theta_{min}$ $\theta_{moy}$ $\theta_{max}$
0			-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
200 RPM	48	$\theta_{min}$	20	19	20	20	19	18	19						18
		$\theta_{max}$	24	25	23	24.5	24	26	24						26
		$\theta_{moy}$	22.1	22.2	21.5	22.3	22.5	22.4	21.3						22.1
	56	$\theta_{min}$	17	16	17	17	16	18	17						16
		$\theta_{max}$	22	23	21	21	21	23	20						21.6
		$\theta_{moy}$	22	20	18.5	19	19	20.5	19						19.7
	63	$\theta_{min}$	16	17	16	17	16	16	16						16
		$\theta_{max}$	20	21	19	21	20	20	19						21
		$\theta_{moy}$	18	19	17	18.5	18	17.9	17.1						18
350 RPM	48	$\theta_{min}$	20	22	22	22	20.5	21	20	22.5	21.5	24	22	20	20
		$\theta_{max}$	26	28	28	27	26	27	28	27	27	27	26.5	27	28
		$\theta_{moy}$	22.3	25	24.8	24.5	23.1	24.1	24.8	24.6	24.4	25.6	24.2	23.2	24.2
	56	$\theta_{min}$	17	20	20	21	19	18.5	20	19	21	21	20	19	17
		$\theta_{max}$	24	26	27	25	24.5	25	25	24.5	25.5	26	24	25	27
		$\theta_{moy}$	20.5	22.5	23.5	22.6	21.5	21.5	22.7	22.1	23	23.2	22.5	21.6	22.3
	63	$\theta_{min}$	15	16	17	17	17	18	17	18	17	16	17	16	15
		$\theta_{max}$	20	22	22.5	21	23	22	22.5	21.5	21	22	21	21	23
		$\theta_{moy}$	17.5	19.1	20	19	19.3	20.2	19.6	20.1	19.3	19	19	19.3	19
500 RPM	48	$\theta_{min}$						22	22						22
		$\theta_{max}$						28	30						30
		$\theta_{moy}$						24.6	26						25.3
	56	$\theta_{min}$	18	24	25	19	20	17	19	21	20	22	17		17
		$\theta_{max}$	30	32	30	25.5	28	31	26.5	27.5	28	28	30		32
		$\theta_{moy}$	23	27.6	25.8	23.6	24	22.4	23.9	25	24.7	26.8	25		24.7
	63	$\theta_{min}$	20	20	17	17	15	16	17	18.5		16			15
		$\theta_{max}$	23	24	30	26.5	28	30	25	24		32			32
		$\theta_{moy}$	21.5	21.7	25.5	22.4	22	25.5	21.6	23		23			22.9



## CHAPITRE 4





## Chapitre 4

### RESULTATS DE L'ANALYSE D'IMAGE RELATIFS AUX GRAINS EQUIAXES

#### 4.1 Introduction

Les utilisateurs souhaitent généralement obtenir un produit où les grains sont à la fois équiaxes et fins, tant pour les semi-produits coulés que pour les pièces moulées. Le brassage rotatif donne à la zone équiaxe une extension plus importante. Une caractéristique essentielle de la zone équiaxe est la taille des grains qu'elle contient. C'est pourquoi divers paramètres relatifs à cette taille ont été mesurés. Ce sont :

- 1- le diamètre équivalent des grains, noté  $D$ .
- 2- le nombre des grains par unité de surface, noté  $N_L$
- 3- la longueur d'interception, notée  $L$ .

Ces paramètres ont été mesurés sur les 3 séries de lingots refroidis par air naturel , par air comprimé et par eau, à trois niveaux (  $z = 45, 75, 105$  mm.), et à quatre vitesses de rotation (  $\omega = 0, 200, 350, 500$  RPM.).

Pour chaque section de lingot, plusieurs photos ont été faites, soit au total 300 photos. L'analyse d'image a été faite sur chacune d'entre elles. Mais les grandeurs relatives à  $D$  sont déterminées à partir de l'histogramme cumulé, de façon à ce que le nombre de grains ( $N_L$ ) soit suffisant. Les tableaux 4.1, 4.2, 4.3 résument les résultats. Par ailleurs, les différents histogrammes sont présentés dans les figures de 4.4 à 4.7.

D'une façon générale, tous les histogrammes ont la même allure, mises à part des irrégularités dues à des nombres de grains trop faibles par classes. En particulier nous avons examiné le rapport  $D_{0.1}/D$  parce qu'il nous semble une mesure de l'étalement de la distribution. Les valeurs sont relativement bien groupées.



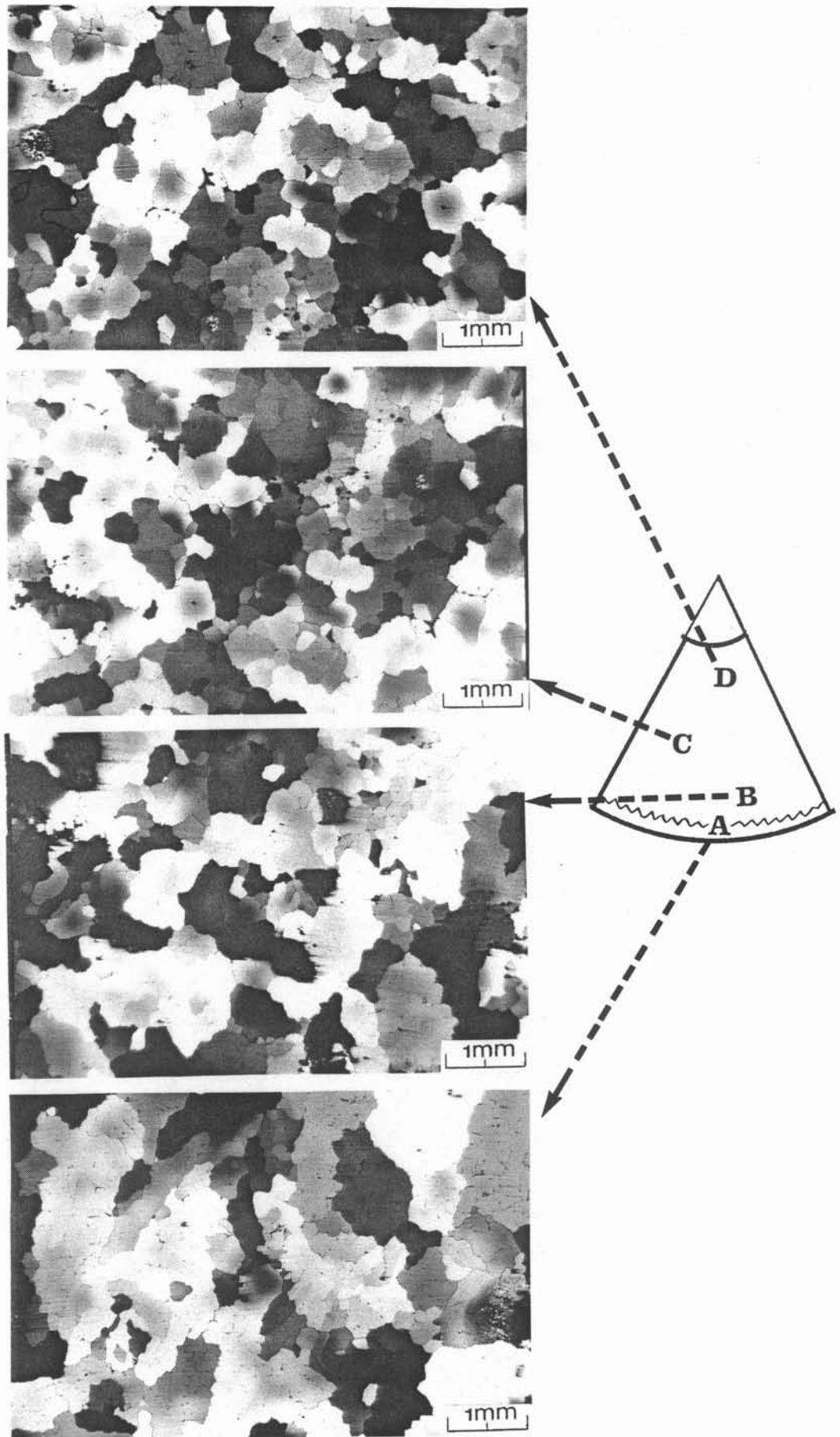


Figure 4.1 : Micrographies de lingot refroidis par air naturel  
bassé à  $\omega = 500$  RPM  
A : zone colonnaire, B, C, D : zone équiaxé



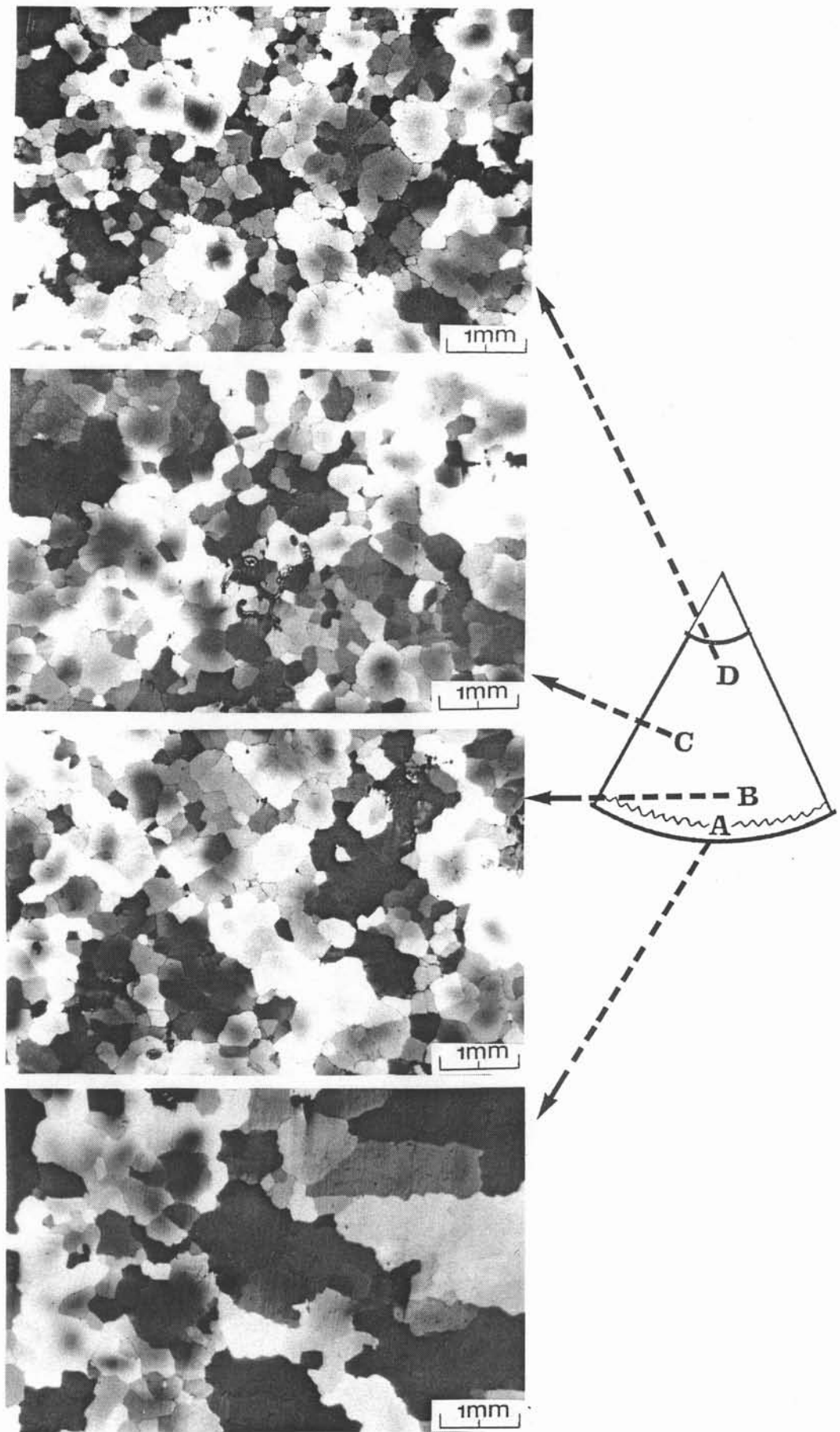


Figure 4.2 : Micrographies de lingot refroidis par air comprimé  
brassé à  $\omega = 500$  RPM  
A : zone colonnaire, B, C, D : zone équiaxe



## 4.2. Mesure de la taille des grains équiaxes

Il existe trois méthodes pour caractériser la taille des grains de solidification : la comparaison avec des images types, la méthode des interceptions et l'analyse d'image. Dans ce chapitre nous présentons la méthode d'analyse d'image. Les notions de l'analyse d'image sont présentées dans l'annexe A-1.

Les échantillons métallographique sont des agglomérats de grains, et les observations sont faites sur des coupes planes. Les images ont seulement deux dimensions. Sur les images après calque, les grains apparaissent comme des plages claires entourées par un contour sombre (Fig. 4.3 b). On peut mesurer la surface de chaque grain ( granulométrie par ouverture ), ou mesurer une suite de longueurs interceptées par chaque grain ( granulométrie linéaire ). Par ailleurs, dans le cas présent, les mesures portent seulement sur les grains équiaxes. Les figures 4.1 et 4.2 montrent que les grains sont effectivement équiaxes, sauf dans la zone colonnaire bien sûr, et dans la zone de transition, qui dans notre cas est très étroite. En conséquence, nous caractérisons les grains par une seule dimension.

Dans la granulométrie par ouverture, c'est le diamètre équivalent  $D$ , c'est-à-dire le diamètre du cercle de même aire que l'objet mesuré. Les mesures portent sur une population de grains. Pour chaque grain noté  $i$ , l'appareil mesure la surface  $S_i$  qu'il traduit en diamètre équivalent  $D_i$  :

$$D_i = \left( \frac{4S_i}{\pi} \right)^{\frac{1}{2}}$$

Nous avons effectué une série de mesures de  $D_i$  particule par particule .Les résultats des mesures sont présentés sous forme d'histogrammes donnant le nombre de grains  $N_i$  dont le diamètre  $D_i$  est compris dans l'intervalle  $[D_k, D_{k+1}]$  définissant une classe de grains. A partir de ces histogrammes, nous avons obtenu la taille moyenne, ou diamètre équivalent, et la distribution des grains suivant leur taille. La figure 4.3 c présente l'histogramme des  $D_i$  correspondant à la figure 4.3 b. La figure 4.4 présente l'histogramme après cumul des  $D_i$  correspondant à toutes les images du lingot.

Dans la mesure granulométrique linéaire, nous avons mesuré la longueur d'interception moyenne de chaque grain équiaxe ( $L$ ). Les résultats sont obtenus sous forme d'histogrammes, présentant le pourcentage de la surface de mesure, dont la longueur d'interception ( $L_i$ ) est comprise dans l'intervalle entre deux pixels  $i$  et  $i+1$  (Fig. 4.3 d ).



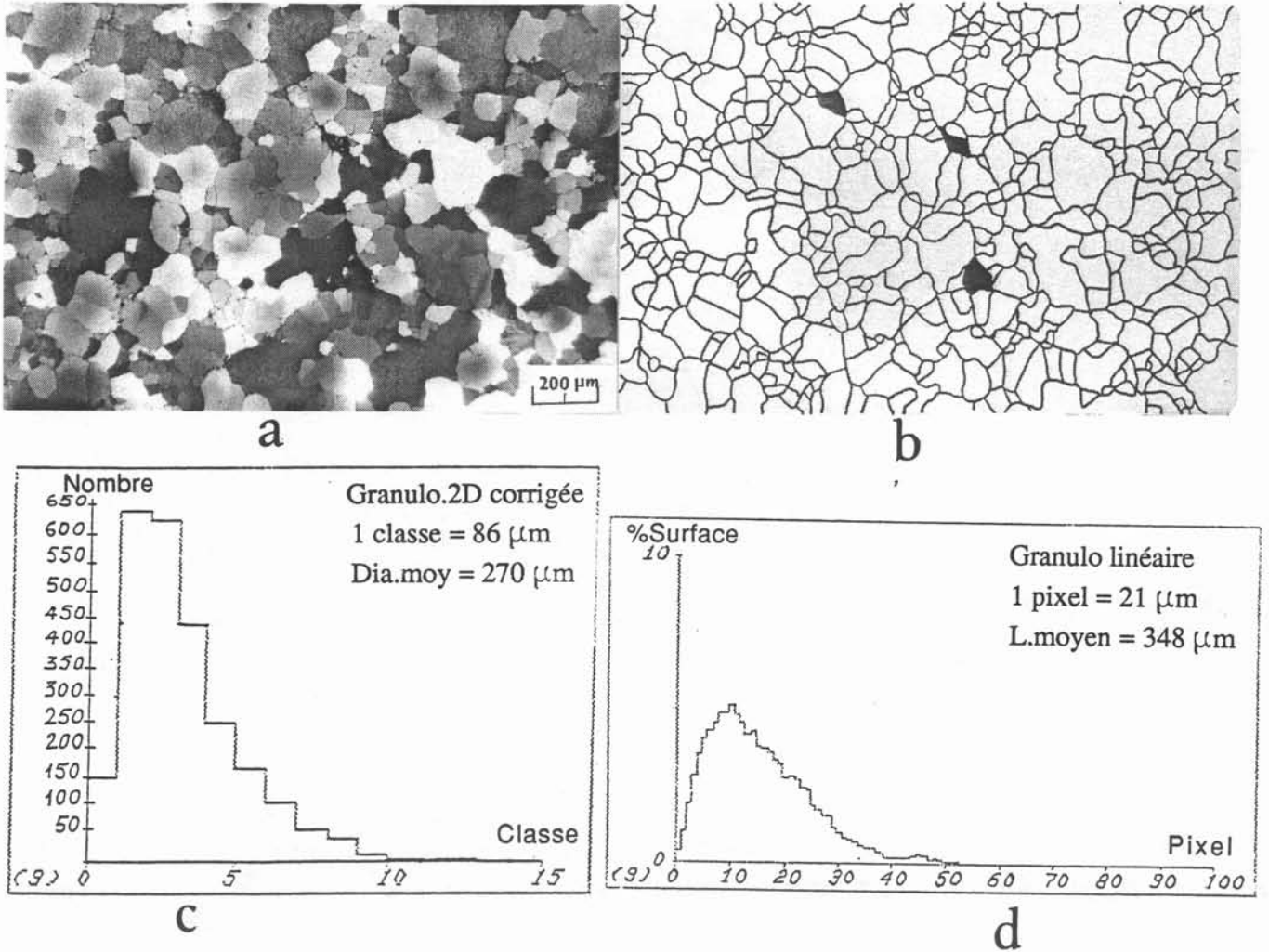


Figure 4.3 : Principe de l'analyse d'image appliquée aux grains équiaxes  
Lingot refroidi par air comprimé:  $z = 45 \text{ mm}$ ,  $\omega = 500 \text{ RPM}$   
a: micrographie  
b: le calque de photo a  
c: diamètre équivalent (L)  
d: longueur interceptée (L)

### 4.3. Diamètre équivalent des grains équiaxes

#### 4.3.1. Histogramme type : lingot refroidi par air naturel, brassé à 500 RPM -75 mm .

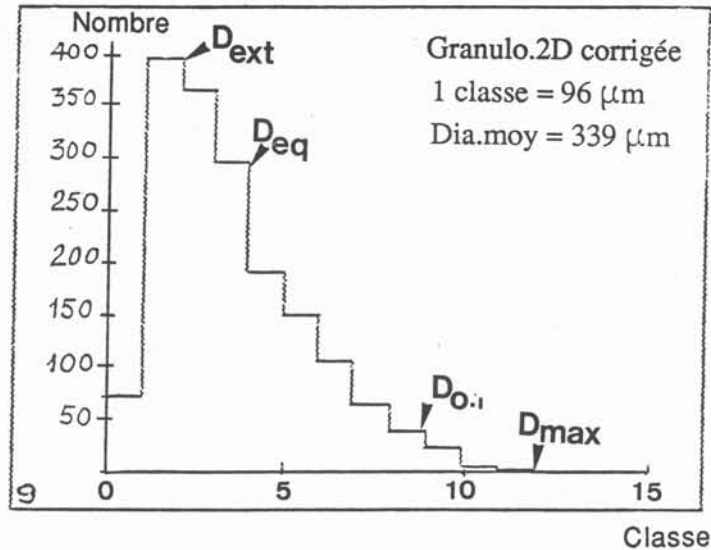


Figure 4.4. Histogramme cumulé du lingot refroidi par air naturel, brassé à  $\omega = 500 \text{ RPM}$ ,  $z = 75 \text{ mm}$   
 $D_{\text{ext}} = 192 \mu\text{m}$ ,  $D_{\text{eq}} = 339 \mu\text{m}$ ,  $D_{0.1} = 864 \mu\text{m}$ ,  $D_{\text{max}} = 1152 \mu\text{m}$   
 $N_t = 1814$ ,  $dx = 96 \mu\text{m}$

La figure 4.4 présente l'histogramme type. Ici c'est l'histogramme d'un lingot, refroidi par air naturel, brassé à  $\omega = 500 \text{ RPM}$ ,  $z = 75 \text{ mm}$ . En abscisse on présente la classe  $D \in [x, x+dx]$  avec  $dx = 0.096 \text{ mm}$ . En ordonnée on porte le nombre de grains dans la classe. Pour décrire cet histogramme, nous avons noté les caractéristiques suivantes :

- $D_{\text{ext}} = 192 \mu\text{m}$  (classe N°2) ;
- $D_{\text{eq}} = 339 \mu\text{m}$  (classe N°3 et 4) ;
- $\frac{D_{0.1}}{D_{\text{eq}}} = 2,548$  (classe N° 9) ;
- $D_{\text{max}} = 1152 \mu\text{m}$  (classe N° 12) ;
- $N_t = 1814$  (nombre total de grains) ;
- 9 = nombre de photos soumises à l'analyse d'image.

Les figures 4.5, 4.6, 4.7 présentent les histogrammes cumulées de diamètre équivalent des trois séries d'essais.

La distribution est relativement peu étalée pour les lingots refroidis par air naturel et par air comprimé aux trois vitesses de rotation  $\omega = 200, 300, 500$  RPM. Au contraire, les lingots refroidis par eau donnent des courbes moins régulières.

$$\frac{D_{01}}{D_{eq}} = 2.17 \text{ à } 2.55 \text{ (air naturel)}$$

$$\frac{D_{01}}{D_{eq}} = 2.15 \text{ à } 2.16 \text{ (air comprimé)}$$

$$\frac{D_{01}}{D_{eq}} = 2.14 \text{ à } 2.8 \text{ (eau)}$$

Mais le dernier résultat peut être dû au fait que le nombre de grains par classe est petit, parce que les photos ont été faites au grossissement 75.

#### 4.3.2. Diamètre équivalent en fonction du brassage

Nous avons observé que le diamètre équivalent moyen des grains équiaxes varie en fonction du brassage (fig. 4.8).

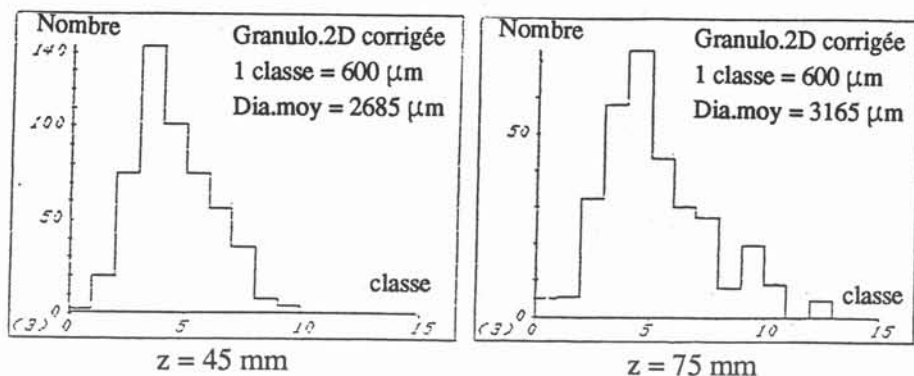
La courbe N°1 représente les résultats obtenus dans les lingots refroidis par air naturel. Le diamètre équivalent dépend beaucoup de la vitesse de rotation. Pour une vitesse du brassage nulle, il existe de gros grains équiaxes, dont la taille varie selon la hauteur du lingot :  $2.680 \mu\text{m}$  à  $z = 45 \text{ mm}$ ,  $3.160 \mu\text{m}$  à  $75 \text{ mm}$ ; à  $z = 105 \text{ mm}$  les grains sont colonnaires.

Le brassage diminue la taille de grains. A partir de 200 RPM, le diamètre équivalent est inférieur à  $420 \mu\text{m}$ . De plus, les écarts entre les valeurs mesurées diminuent, surtout lorsque le brassage est fort : pour  $\omega = 500 \text{ RPM}$ ,  $333 \mu\text{m}$  à  $z = 45 \text{ mm}$ ,  $339 \mu\text{m}$  à  $z = 75 \text{ mm}$ ,  $334 \mu\text{m}$  à  $z = 105 \text{ mm}$  (tableau 4.1).

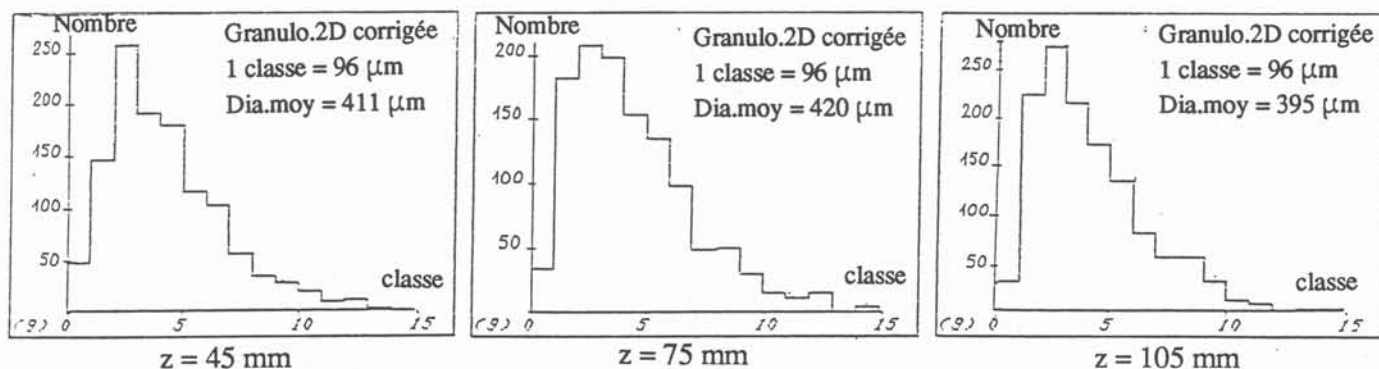
La courbe N° 2 représente les résultats obtenus dans les lingots refroidis par air comprimé. Cette courbe présente les mêmes caractéristiques que la courbe N° 1, mais les valeurs mesurées sont inférieures (tableau 4.2).

La courbe N° 3 représente les résultats obtenus dans les lingots refroidis par eau. Pour des vitesses de rotation qui varient entre 200 RPM à 500 RPM, la courbe ressemble aux deux précédentes, bien que la taille de grains équiaxes soit beaucoup plus faible (tableau 4.3). Lorsqu'il n'y a pas de rotation ( $\omega = 0$ ), il existe une très petite zone équiaxe en bas du lingot (3% de la surface du lingot), avec des gros grains (voir fig. 3.3A). Sur les coupes à 75 et 105 mm, elle n'est pratiquement pas visible. C'est pourquoi nous considérons le lingot comme colonnaire.

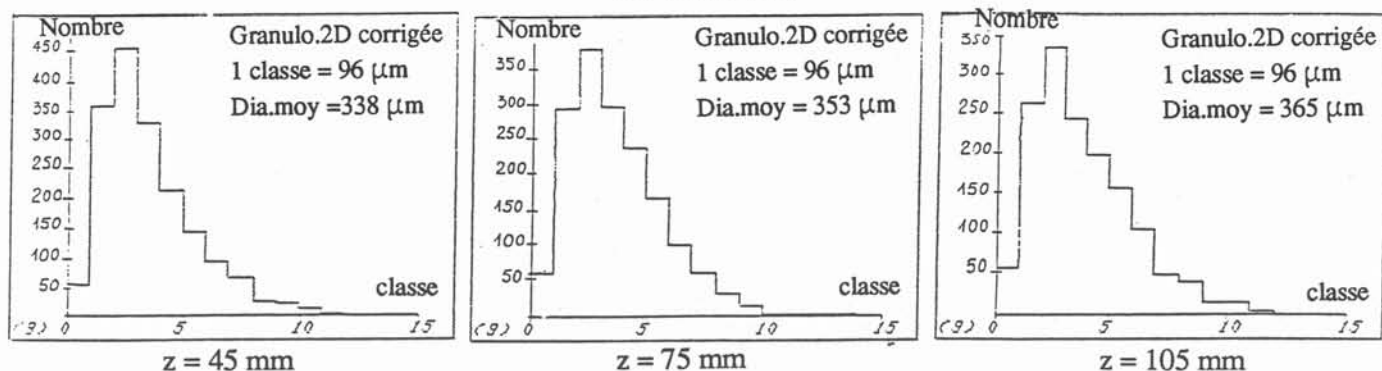
$\omega = 0 \text{ RPM}$



$\omega = 200 \text{ RPM}$



$\omega = 350 \text{ RPM}$



$\omega = 500 \text{ RPM}$

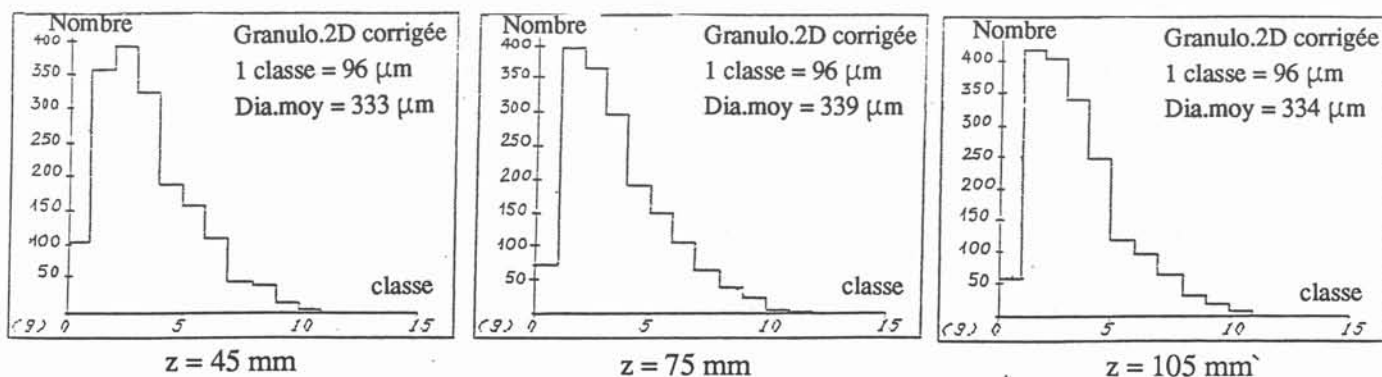
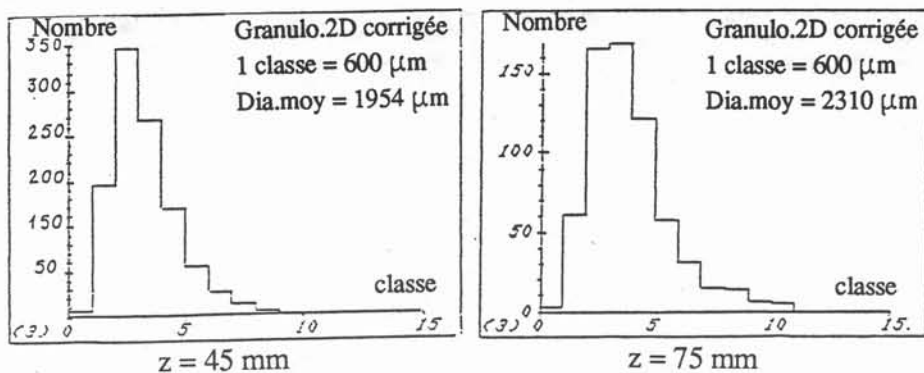
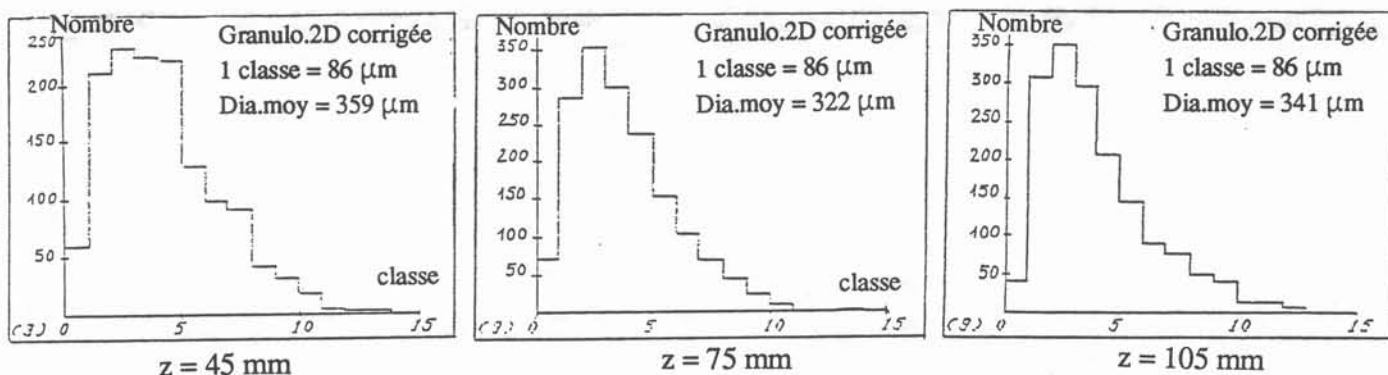


Figure 4.5 Histogramme cumulé des lingots refroidis par air naturel, brassage  
 $\omega = 0, 200, 350, 500 \text{ RPM}$

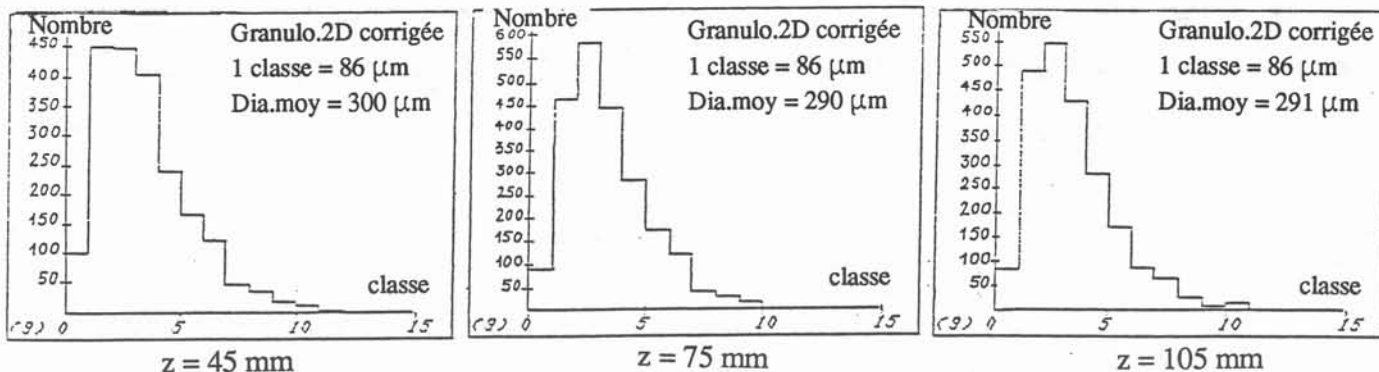
$\omega = 0$  RPM



$\omega = 200$  RPM



$\omega = 350$  RPM



$\omega = 500$  RPM

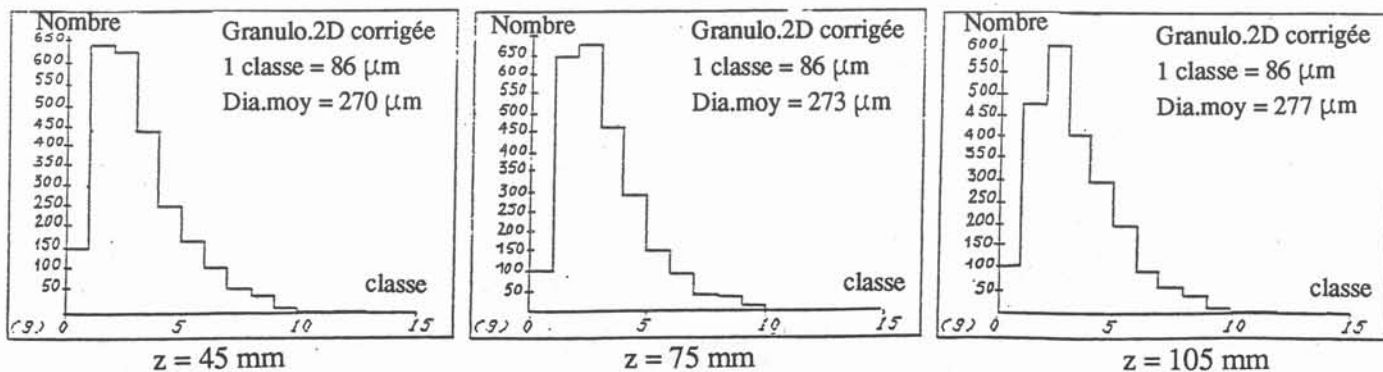
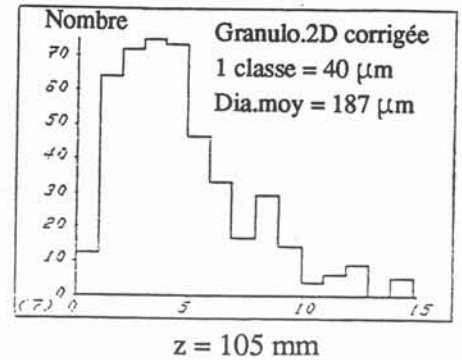
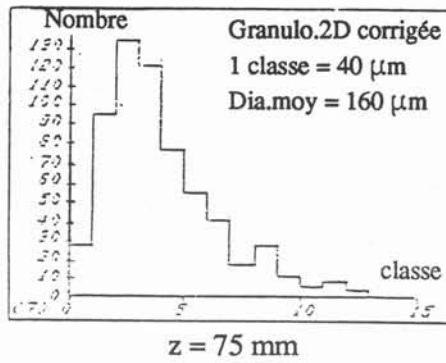
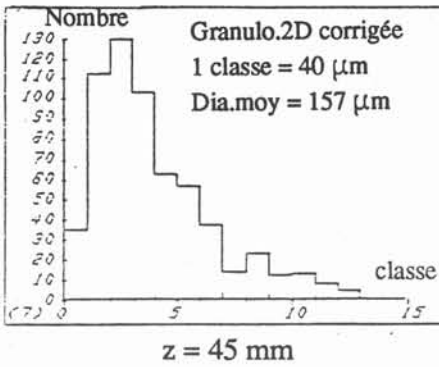
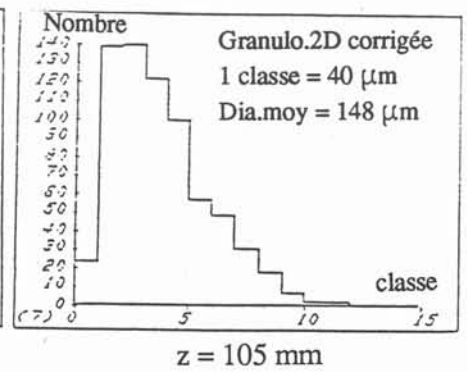
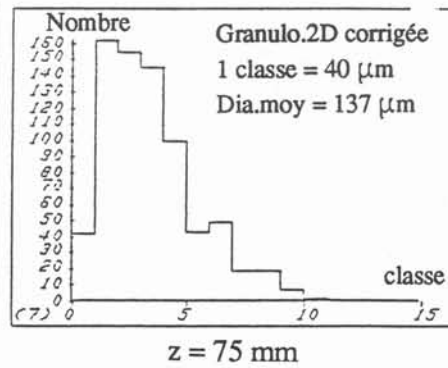
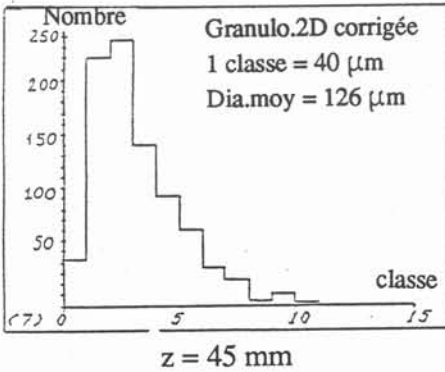


Figure 4.6. Histogramme cumulé des lingots refroidis par air comprimé, brassage  
 $\omega = 0, 200, 350, 500$  RPM

$\omega = 200 \text{ RPM}$



$\omega = 350 \text{ RPM}$



$\omega = 500 \text{ RPM}$

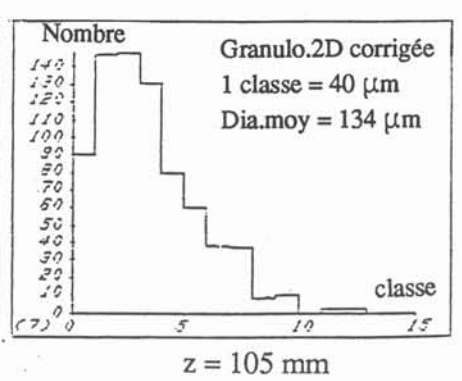
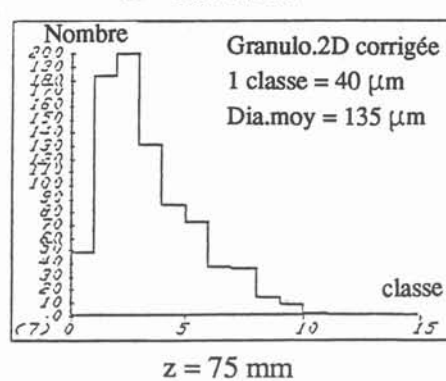
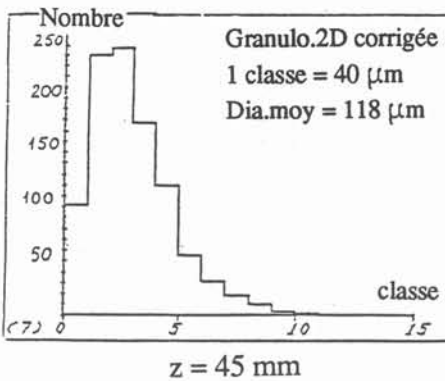


Figure 4.7. Histogramme cumulé des lingots refroidis par eau, brassage  
 $\omega = 200, 350, 500 \text{ RPM}$

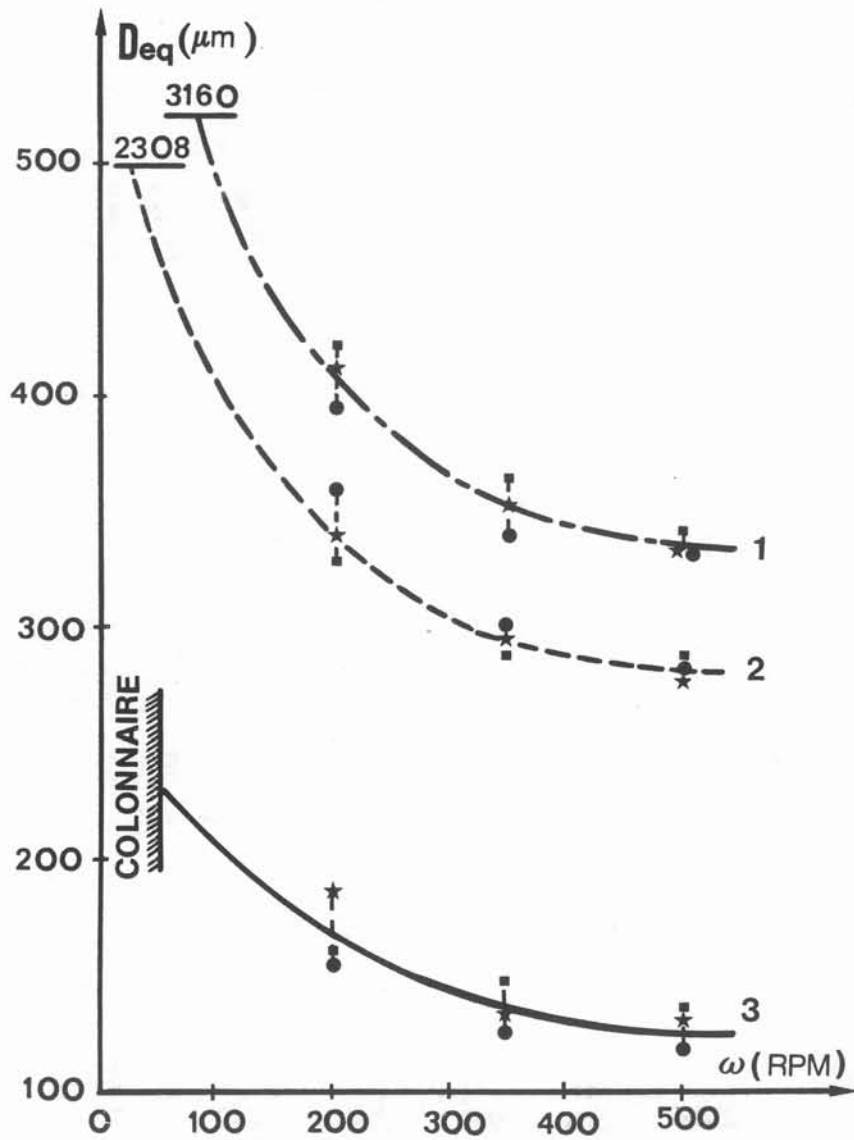


Figure 4.8 Diamètre équivalent en fonction du brassage des lingots refroidis par air naturel (courbe 1), air comprimé (courbe 2), eau (courbe 3).

### Conclusion :

- sans brassage les grains équiaxes sont de grande taille et sont répartis de façon hétérogène.
- une augmentation du brassage diminue le diamètre équivalent .
- la répartition des grains devient de plus en plus homogène au fur et à mesure que le brassage augmente .
- la taille de grains équiaxe diminue lorsque la vitesse de refroidissement augmente.

On peut résumer :

$$D_{eqA-N} > D_{eqA-C} > D_{eqeau}$$

## 4.4. Longueur interceptée par les grains équiaxes

### 4.4.1. Histogramme type

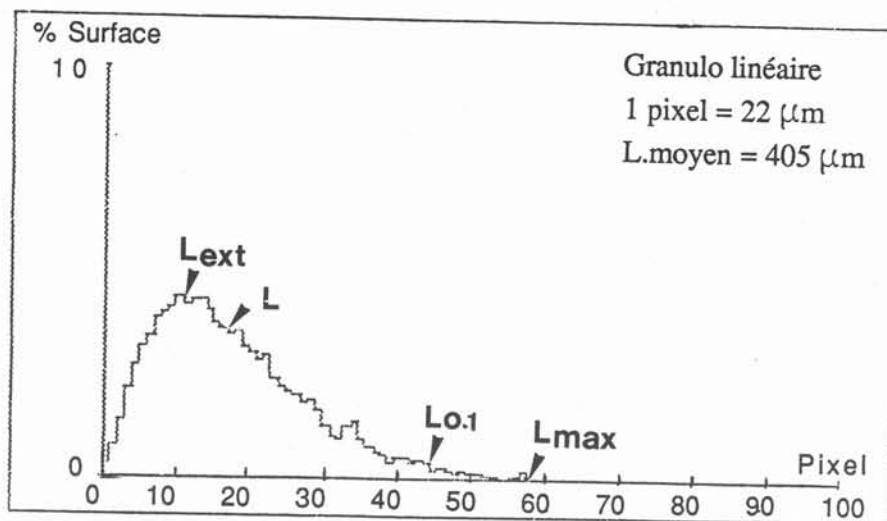


Figure 4.9: Histogramme cumulé du lingot refroidi par air comprimé, brassé à  $\omega = 500 \text{ RPM}$ ,  $z = 75 \text{ mm}$   
 $L = 405 \mu m$ ,  $L_{max} = 1254 \mu m$ ,  $L_{ext} = 220 \mu m$ ,  $L_{0.1} = 902 \mu m$



La figure 4.9 présente l'histogramme type, ici celui relatif au lingot refroidi par air naturel,  $\omega = 500$  RPM,  $z = 75$  mm. L'abscisse montre la classe  $L \in [x, x + dx]$  avec  $dx = 22 \mu\text{m}$ , en ordonnée le pourcentage de surface. La forme est représentée par les grandeurs suivantes :

- $L_{\text{ext}} = 220 \mu\text{m}$  (entre la classe 9 et 10): c'est l'abscisse du maximum sur la courbe;
- $L = 405 \mu\text{m}$  : la longueur d'interception moyenne ;
- $L_{\text{max}} = 1254 \mu\text{m}$  : la longueur d'interception maximum des grains équiaxes ;
- $L_{01} = 902 \mu\text{m}$  : la longueur d'interception des 10 % des grains qui occupent les plus gros;
- $L_{01} / L = 2.16$  : ce rapport donne une idée de l'étalement de la distribution.

Les figures 4.10 (A,B) 4.11(A,B) et 4.12(A,B) présentent les histogrammes cumulés des lingots refroidis par air naturel, par air comprimé et par eau. Les courbes air naturel et air comprimé sont semblables. L'étalement est très voisin :

$$L_{01} / L = 2 \text{ à } 2.23 \text{ (air naturel)}$$

$$L_{01} / L = 2 \text{ à } 2.34 \text{ (air comprimé)}$$

La courbe pour l'eau est plus étalée ( $L_{01} / L = 2 \text{ à } 2.58$ ), mais ce résultat peut être dû au fait que le nombre de grains par classe est petit, car les photos ont été faites au grossissement 75.

#### 4.4.2. Longueur interceptée en fonction du brassage

Les résultats sont présentés sur les figures 4.10 à 4.12 et résumés dans le tableau 4.1. La figure 4.13 présente la longueur interceptée en fonction du brassage. Celle-ci dépend beaucoup de la vitesse de rotation. Dans le cas sans rotation, si le lingot est refroidi à l'eau, il y a seulement des cristaux colonnaires. Si le lingot est refroidi à l'air en convection naturelle, la zone équiaxe a des grains très grands (quelques millimètres). La différence de taille entre deux niveaux du lingot (45 mm et 75 mm) est grande (environ  $207 \mu\text{m}$ ). Ce qui montre que la convection naturelle ne suffit pas à rendre uniforme les conditions de solidification.

$\omega = 200 \text{ RPM}$

$\omega = 0 \text{ RPM}$

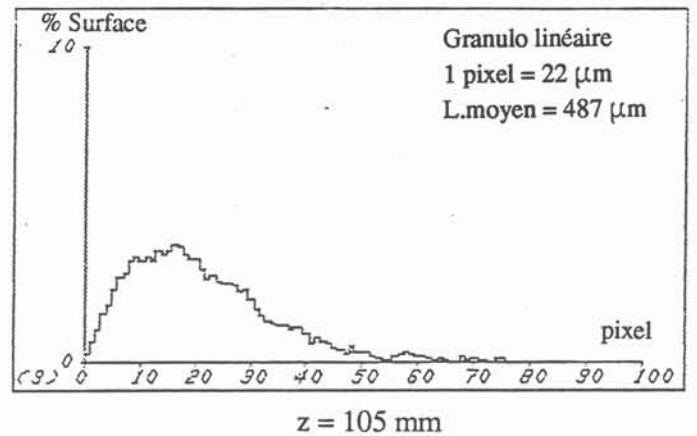
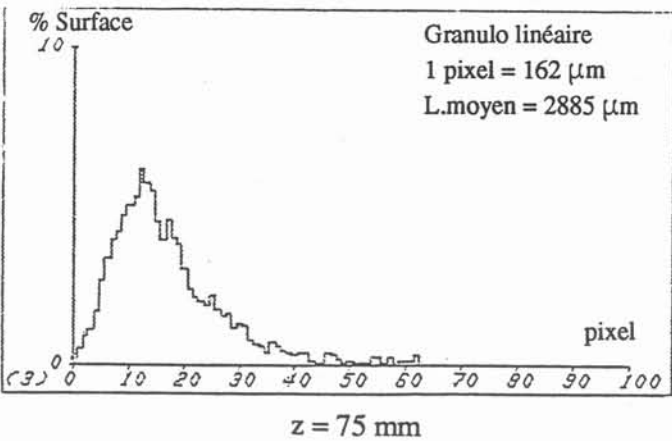
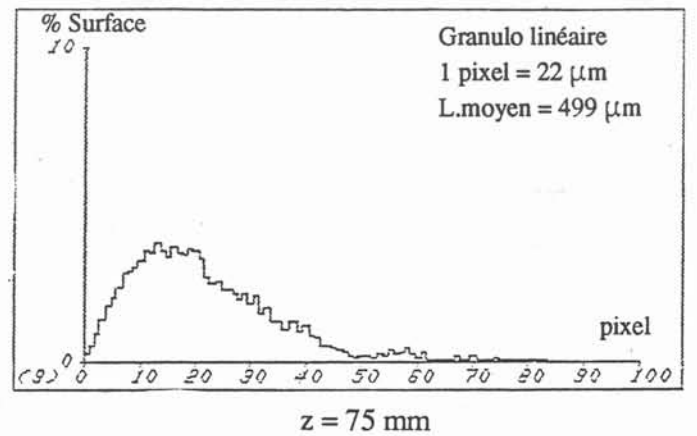
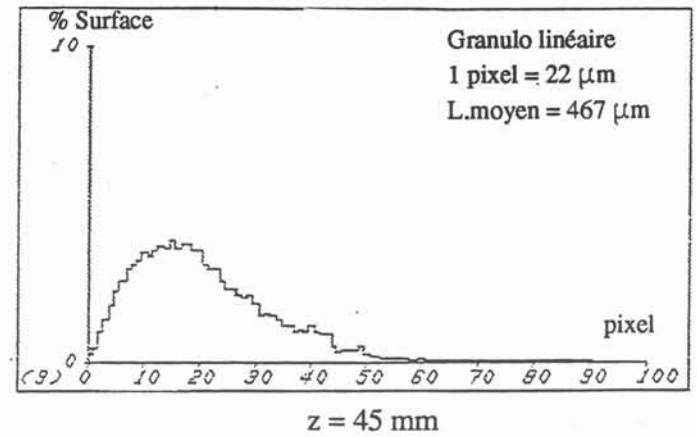
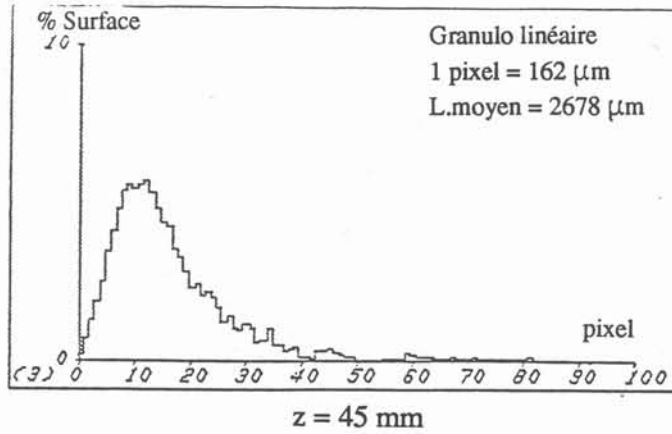


Figure 4.10A: *Histogrammes cumulés des lingots refroidis par air naturel  
brassé à  $\omega = 0$  et 200 RPM*

$\omega=350$  RPM

$\omega= 500$  RPM

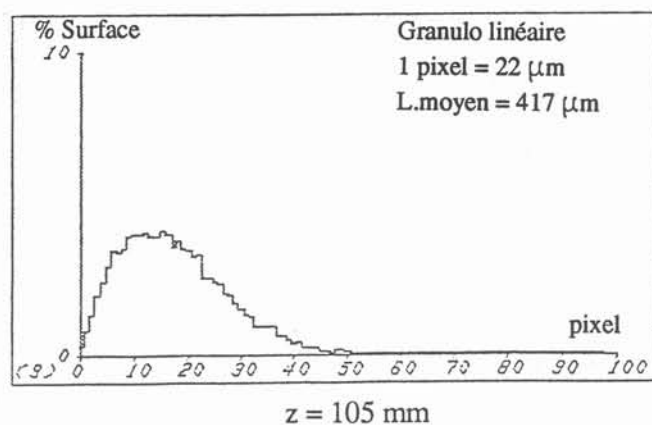
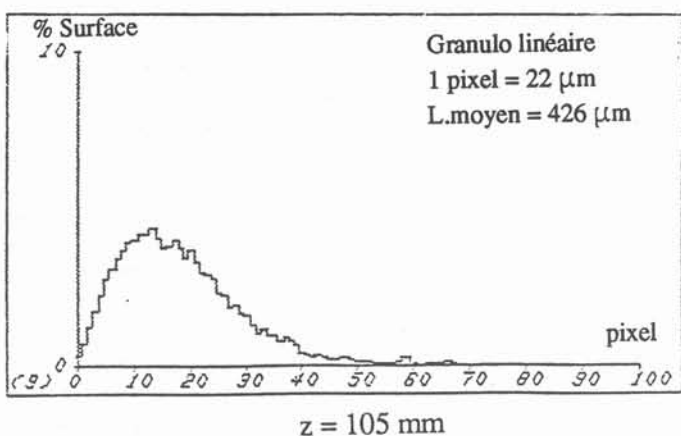
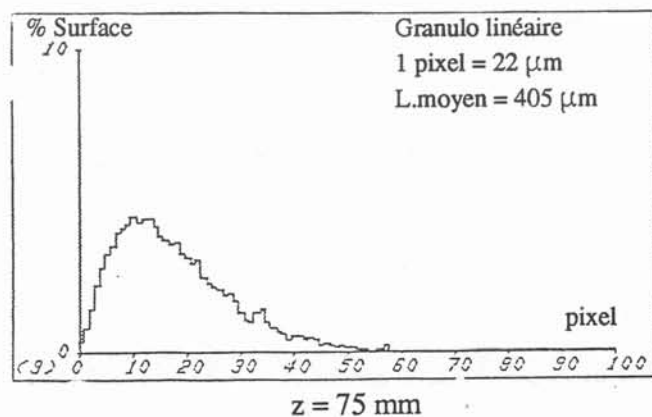
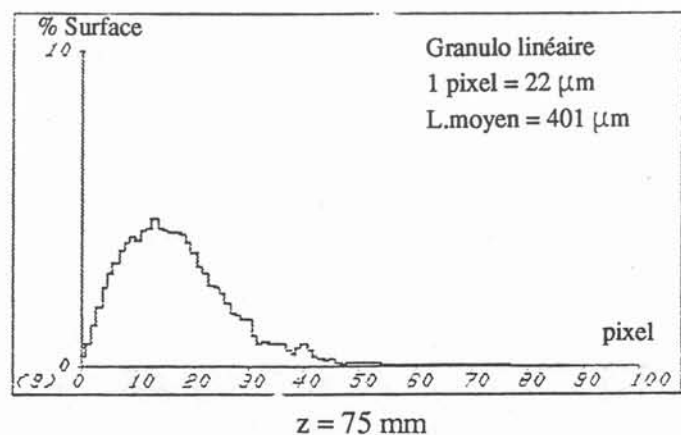
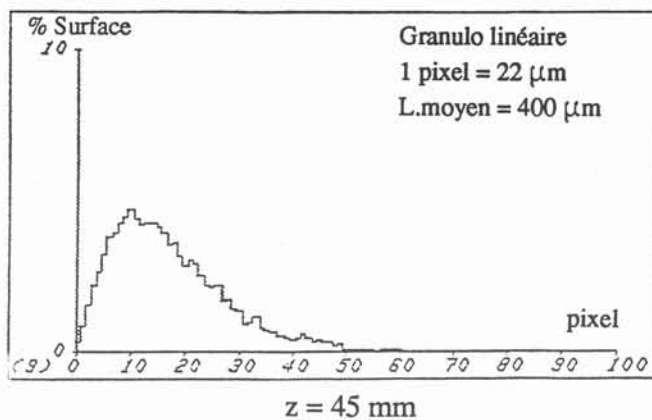
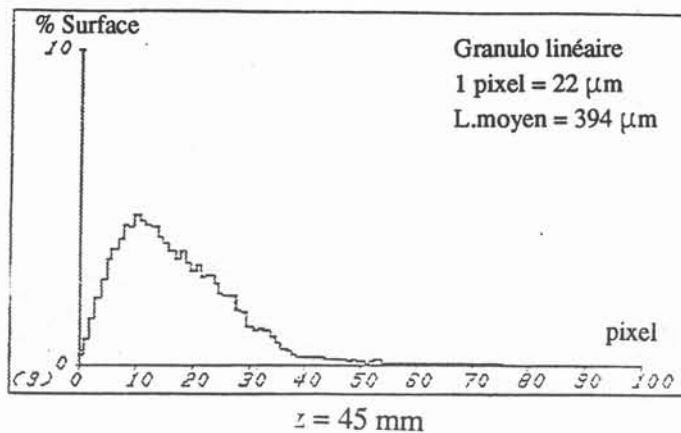


Figure 4.10B: Histogrammes cumulés des lingots refroidis par air naturel  
brassé à  $\omega= 350, 500$  RPM.

$\omega = 200 \text{ RPM}$

$\omega = 0 \text{ RPM}$

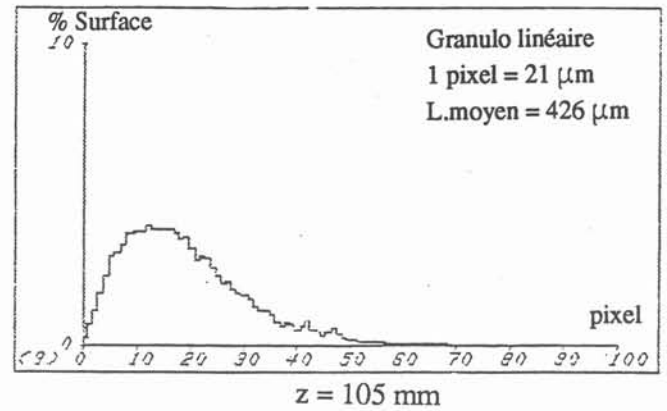
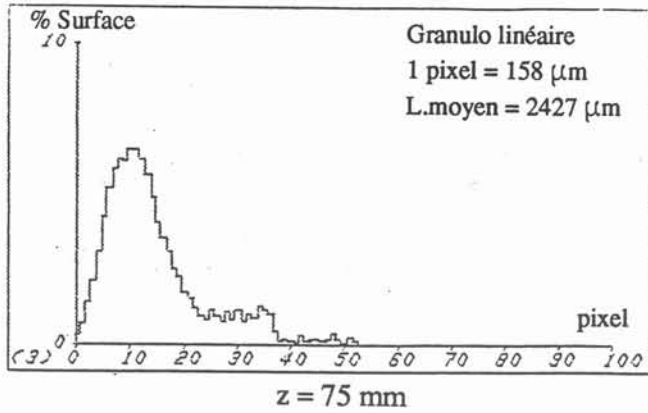
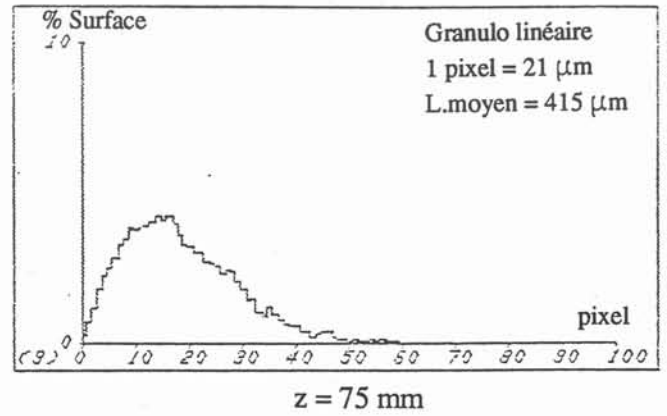
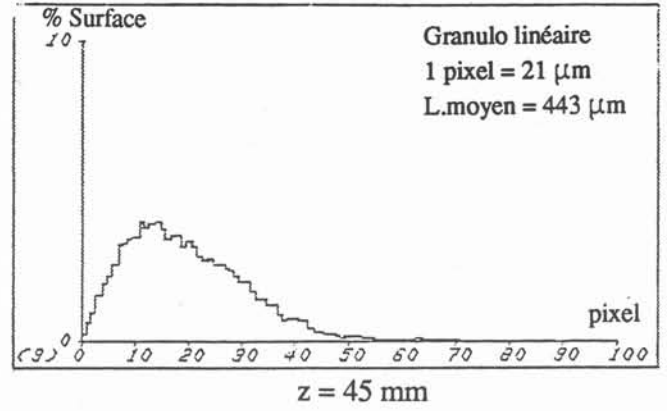
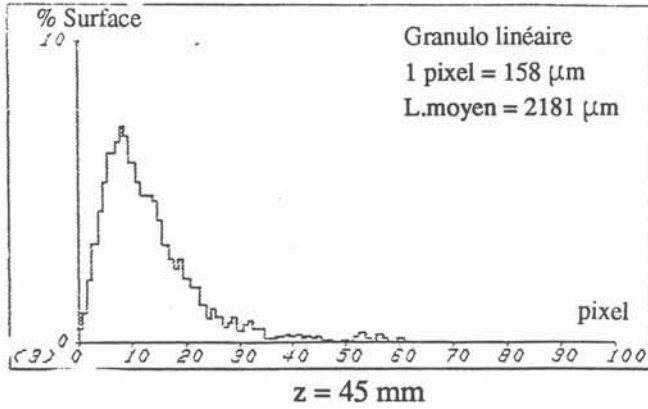


Figure 4.11A : Histogrammes cumulés des lingots refroidis par air comprimé brassé aux  $\omega = 0, 200 \text{ RPM}$ .

$\omega=350$  RPM

$\omega= 500$  RPM

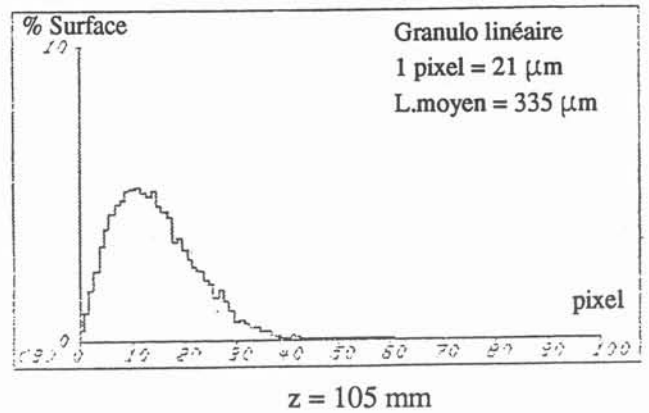
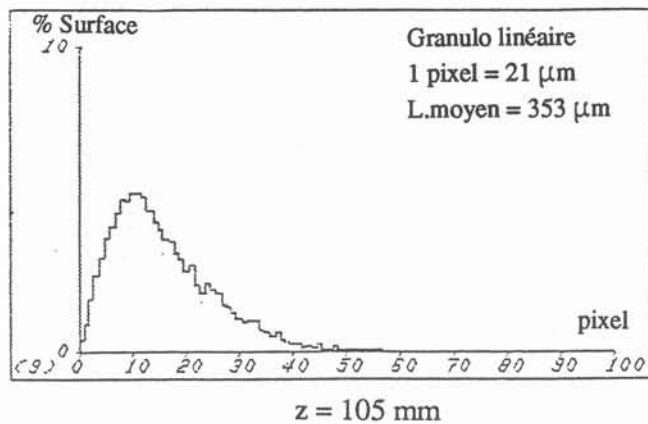
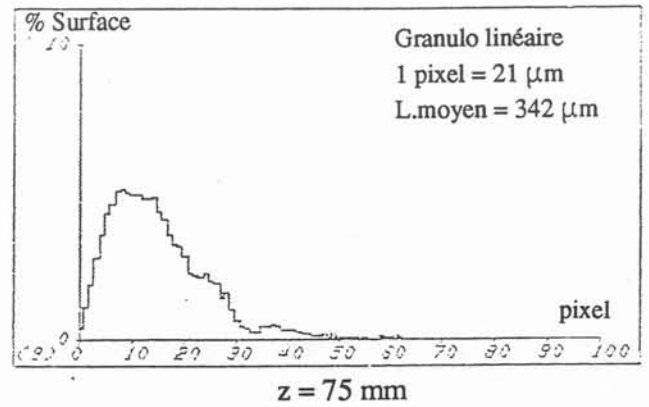
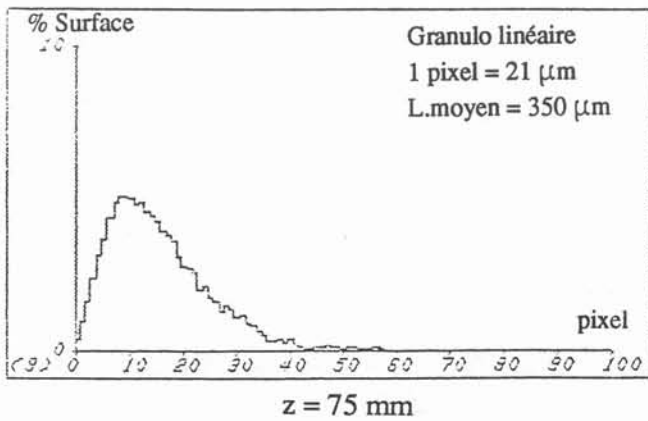
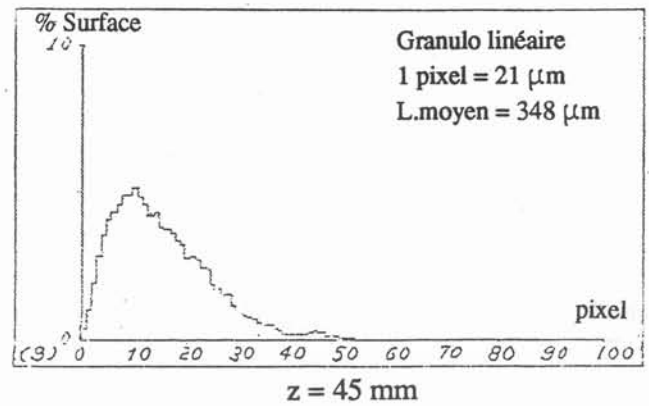
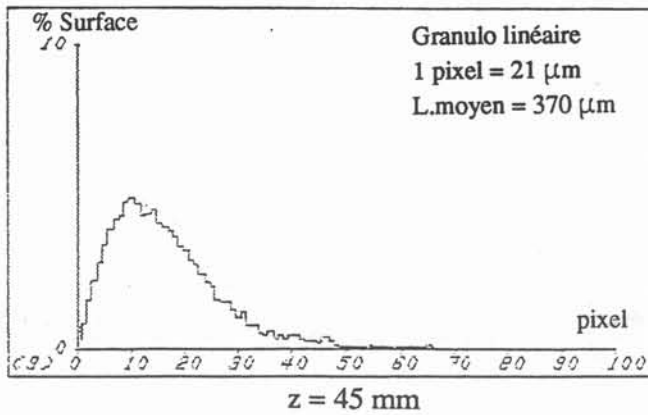


Figure 4.11B : Histogrammes cumulés des lingots refroidis par air comprimé  
brassé à  $\omega= 350, 500$  RPM.

$\omega = 200$  RPM

$\omega = 350$  RPM

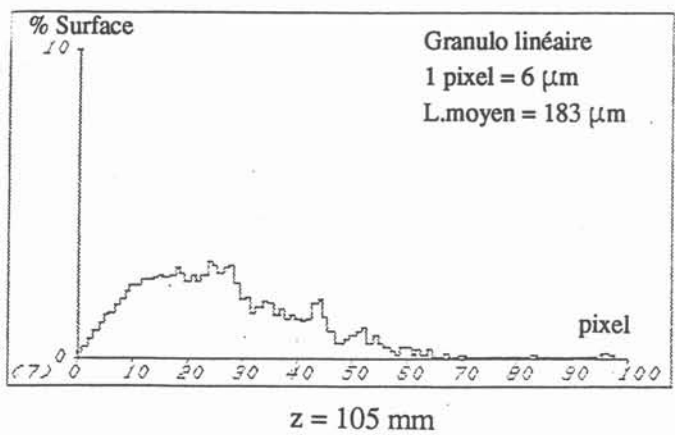
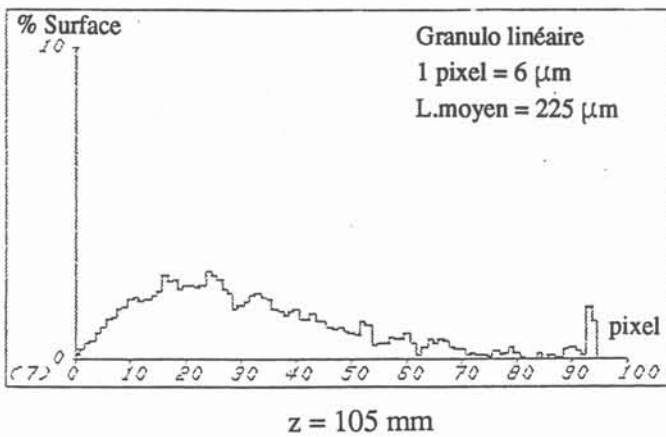
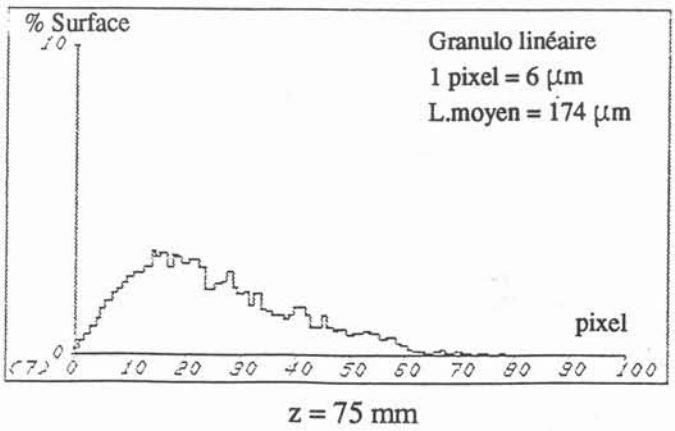
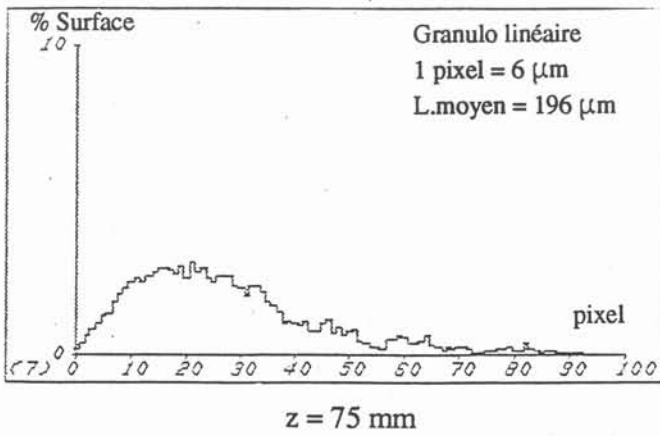
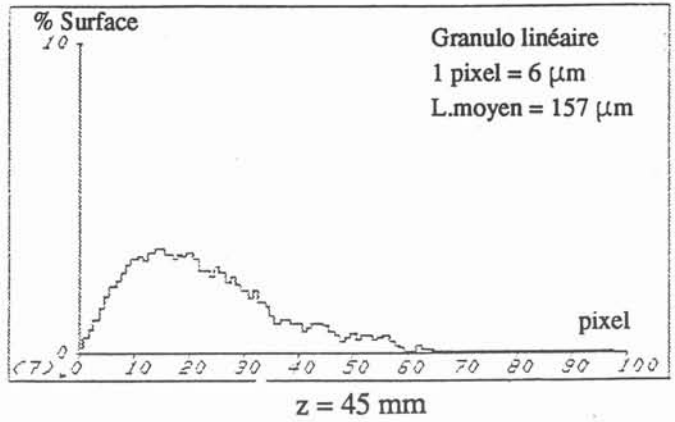
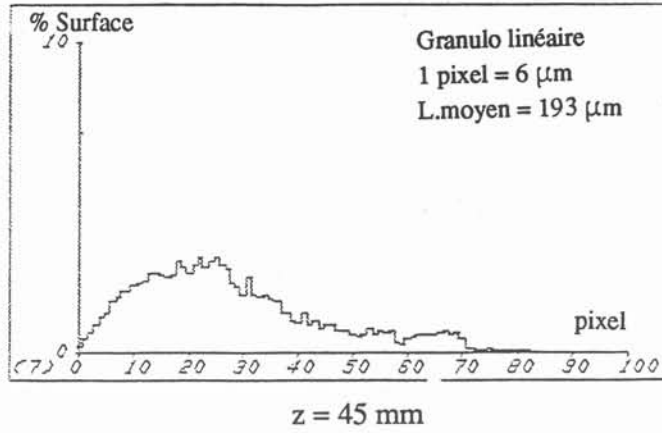


Figure 4.12A: Histogrammes des lingots refroidis par eau  
brassé à  $\omega = 200$  et 350 RPM.

$\omega = 500 \text{ RPM}$

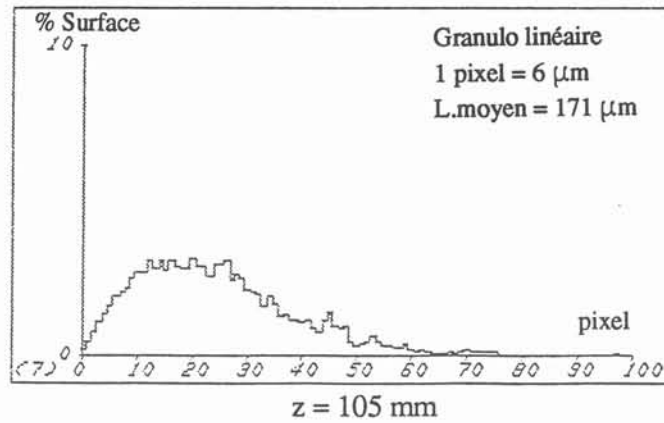
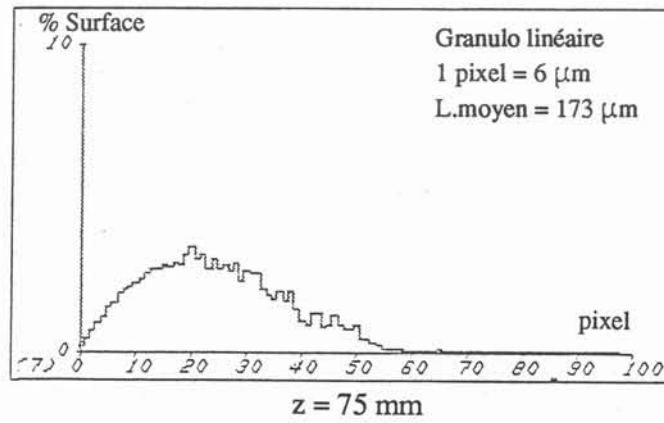
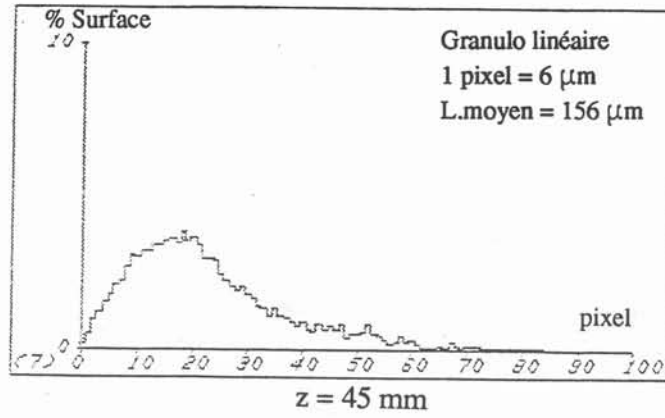


Figure 4.12B: *Histogrammes des lingots refroidis par eau  
brassé à  $\omega = 500 \text{ RPM}$ .*

L'effet du brassage est très grand entre 0 et 200 RPM, la taille diminue tout de suite de quelques millimètres à quelques centaines de microns. Au delà, lorsque  $\omega = 350$  et 500 RPM, la taille de grains continue à diminuer, mais beaucoup plus lentement. De plus, la fluctuation de la taille de grains entre trois niveaux du lingot est de plus en plus petite, c'est-à-dire que la structure du lingot à fort brassage est très homogène.

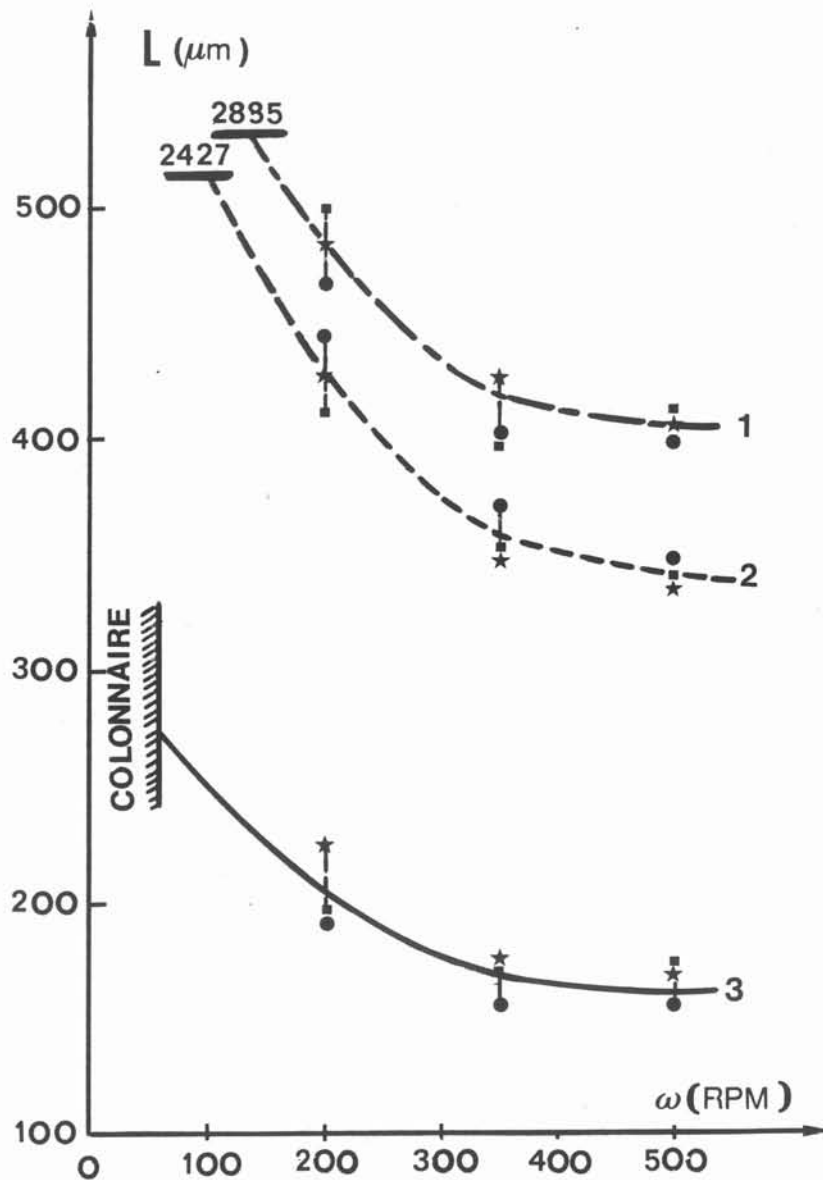


Figure 4.13: Longueur interceptée en fonction du brassage des lingots refroidis par :  
air naturel (courbe 1), air comprimé (courbe 2), eau (courbe 3).



La courbe N°2 présente la série des lingots refroidis par air comprimé. Elle est située en dessous de la courbe N°1, c'est-à-dire que la taille de grains est toujours plus petite par rapport au lingot refroidi par air naturel. Nous avons observé aussi à  $\omega = 0$  RPM (convection naturelle) que la taille de grains varie énormément entre deux niveaux du lingot :  $2181 \mu\text{m}$  à  $z = 45 \text{ mm}$ ,  $2427 \mu\text{m}$  à  $z = 75 \text{ mm}$ . En fonction de la vitesse de rotation, l'évolution est la même que celle signalée plus haut. La taille de grains est de plus en plus regroupée lorsque la vitesse du brassage augmente.

La courbe N°3 montre le cas de refroidissement par eau. Cette courbe est située plus bas que les autres, c'est-à-dire aussi que la taille de grains est plus fine. Dans le cas de la convection naturelle ( $\omega = 0$  RPM), la zone équiaxe n'existe pratiquement plus. Mais avec le brassage, elle a une taille de grains très petite. L'évolution en fonction du brassage est la même que celle signalée plus haut.

#### 4.5. Comparaison entre $D_{eq}$ et $L$

$L$  et  $D$  sont deux grandeurs d'origine différente. Cependant la figure 4.14 montre qu'il y a une bonne corrélation entre les mesures des valeurs moyennes  $\bar{L}$  et  $D_{eq}$ . Les points mesurés sont légèrement dispersés autour d'une droite. Si les grains étaient circulaires on aurait :

$$L = \frac{\pi}{4} * D \quad (\text{éq. 4})$$

En fait, l'écart reste faible. Il augmente lorsque la taille de grains augmente (Fig. 4.14).

#### 4.6. Conclusion

Ce chapitre rend compte du programme de recherches expérimentales concernant l'influence du brassage mécanique sur la structure de grains de solidification d'un alliage d'aluminium-cuivre.

L'analyse d'image permet de mesurer plusieurs paramètres sur les grains équiaxes. Nous avons mesuré la surface des grains vu en coupe, surface traduite par le diamètre équivalent, ainsi que la longueur interceptée.

Le brassage rotatif a une grande influence sur la structure des grains :

- En l'absence de brassage ( $\omega = 0$ ) la structure de grains est colonnaire (lingot refroidi par eau) ou bien très grossière (lingot refroidi à l'air). La convection naturelle ne suffit pas à rendre la structure uniforme.
- La structure s'affine beaucoup lorsque  $\omega$  passe de 0 à 200 RPM. Au de là elle continue à s'affiner, mais plus lentement.
- Lorsque la vitesse de rotation augmente, la structure de grains devient plus uniforme.
- La taille des grains équiaxes diminue lorsque la vitesse de refroidissement augmente. On peut résumer:

$$D_{eq\ A-N} > D_{eq\ A-C} > D_{eq\ EAU}$$

$$L_{A-N} > L_{A-C} > L_{EAU}$$

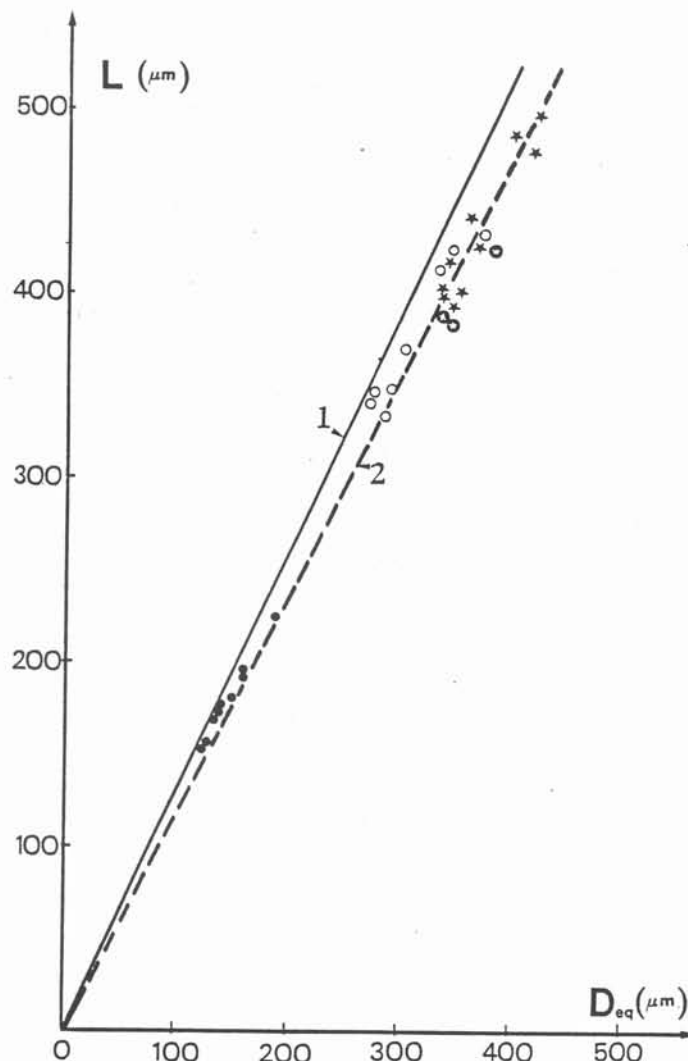


Figure 4.14

Corrélation entre  $D_{eq}$  et  $L$

1) droite représentative de grains circulaires (éq.4)

2) droite représentant les valeurs mesurées.

(★ Résultats de Desnain - 1989)

**TABLEAU: 4-1**

**Mesures sur les grains équiaxes de d'alliage Al-Cu  
refroidis par air naturel.**

$\omega$ RPM	z (mm)	n (nbr)	dx ( $\mu\text{m}$ )	N <sub>t</sub> (nbr)	D <sub>ext</sub> ( $\mu\text{m}$ )	D <sub>eq</sub> ( $\mu\text{m}$ )	D <sub>01</sub> ( $\mu\text{m}$ )	$\frac{D_{01}}{D_{eq}}$	D <sub>max</sub> ( $\mu\text{m}$ )	L <sub>ext</sub> ( $\mu\text{m}$ )	L ( $\mu\text{m}$ )	L <sub>01</sub> ( $\mu\text{m}$ )	$\frac{L_{01}}{L}$	L <sub>max</sub> ( $\mu\text{m}$ )	dx ( $\mu\text{m}$ )
<b>0</b>	45	3	600	536	2100	2680	4680	1.79	6000	1944	2678	5944	2.23	1044	162
	75	3	600	310	2700	3160	6600	2.00	7800	1944	2885	5832			
	105	3	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+
<b>200</b>	45	9	96	1198	240	411	960	2.33	1344	330	477	1078	2.25	1988	22
	75	9	96	1172	240	420	960	2.43	1440	286	499	1012	2.02	1826	22
	105	9	96	1320	240	395	960	2.43	1440	352	487	1056	2.16	1650	22
<b>350</b>	45	9	96	1757	240	339	768	2.26	1152	220	394	792	2.20	1650	22
	75	9	96	1689	240	353	768	2.17	1344	264	401	880	2.19	1672	22
	105	9	96	1530	240	365	864	2.30	1152	286	426	858	2.00	1477	22
<b>500</b>	45	9	96	1800	240	333	768	2.30	1052	220	400	836	2.09	1320	22
	75	9	96	1733	240	339	864	2.55	1152	220	417	902	2.16	2156	22
	105	9	96	1814	240	334	768	2.30	1052	220	405	858	2.11	1254	22

TABLEAU: 4-2

Mesures sur les grains équiaxes de d'alliage Al-Cu  
refroidis par air comprimé.

$\omega$ RPM	z (mm)	n (nbr)	dx ( $\mu\text{m}$ )	Nt (nbr)	Dext ( $\mu\text{m}$ )	Deq ( $\mu\text{m}$ )	D01 ( $\mu\text{m}$ )	$\frac{D01}{Deq}$	Dmax ( $\mu\text{m}$ )	Lext ( $\mu\text{m}$ )	L ( $\mu\text{m}$ )	L01 ( $\mu\text{m}$ )	$\frac{L01}{L}$	Lmax ( $\mu\text{m}$ )	dx ( $\mu\text{m}$ )
0	45	3	600	880	1500	1954	3600	1,66	5400	1422	2181	5058	2,31	9480	158
	75	3		638	1800	2308	4200	2,14	6600	1580	2427	5688	2,34	8216	158
	105	3	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+
200	45	9	86	1374	215	359	774	2,15	1204	231	443	903	2,08	1470	21
	75	9	86	1691	215	328	860	2,62	1204	252	415	861	2,07	1239	21
	105	9	86	1626	215	341	860	2,52	1118	252	426	987	2,31	1428	21
350	45	9	86	2063	172	300	688	2,29	1032	210	370	840	2,27	1365	21
	75	9	86	2190	215	290	602	2,07	860	210	350	777	2,22	1197	21
	105	9	86	2211	215	291	688	2,36	946	189	353	714	2,00	1176	21
500	45	9	86	2511	180	270	602	2,20	1118	210	348	714	2,05	1092	21
	75	9	86	2554	215	273	602	2,20	860	168	342	777	2,27	1300	21
	105	9	86	2318	215	287	688	2,39	1032	231	335	714	2,13	1260	21

TABLEAU: 4-3

Mesures sur les grains équiaxes de d'alliage Al-Cu  
refroidis par eau.

$\omega$ RPM	z (mm)	n (nbr)	dx ( $\mu\text{m}$ )	Nt (nbr)	Dext ( $\mu\text{m}$ )	Deq ( $\mu\text{m}$ )	D01 ( $\mu\text{m}$ )	$\frac{D01}{Deq}$ ( $\mu\text{m}$ )	Dmax ( $\mu\text{m}$ )	Lext ( $\mu\text{m}$ )	L ( $\mu\text{m}$ )	L01 ( $\mu\text{m}$ )	$\frac{L01}{L}$	Lmax ( $\mu\text{m}$ )	dx ( $\mu\text{m}$ )
0	45		+	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+
	75		+	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+
	105		+	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+
200	45	7	40	640	100	157	440	2.80	520	144	194	432	2.20	592	6
	75	7	40	616	100	160	400	2.50	520	132	196	486	2.47	552	6
	105	7	40	459	120	187	400	2.14	600	138	225	474	2.10	570	6
350	45	7	40	927	120	126	320	2.53	480	90	157	348	2.20	588	6
	75	7	40	761	80	137	360	2.50	440	84	174	348	2.00	474	6
	105	7	40	706	80	148	360	2.40	440	138	183	384	2.09	588	6
500	45	7	40	980	100	118	280	2.37	440	102	156	348	2.23	492	6
	75	7	40	860	100	135	320	2.37	440	78	171	348	2.57	456	6
	105	7	40	818	100	134	320	2.38	520	108	179	312	2.32	588	6

## CHAPITRE 5.



## Chapitre 5

### INFLUENCE DU BRASSAGE ROTATIF SUR LES COURBES DE REFROIDISSEMENT

#### 5.1. Introduction

Ce chapitre présente les courbes de refroidissement du métal pendant la solidification. Elles ont été enregistrées sur les 9 thermocouples répartis dans le lingot (Fig.5.1) . Les paramètres sont donc la température (T), le temps (U), la position du thermocouple (r,z); ainsi que la vitesse angulaire de l'agitateur ( $\omega$ ), enfin les conditions de refroidissement (eau, air comprimé ou air naturel).

Nous présentons d'abord une courbe typique, que nous analysons en différentes étapes. Puis nous étudions l'influence du brassage sur les différentes étapes.

#### 5.2. Allure générale d'un thermogramme

La figure 5.1 présente un thermogramme typique de ceux enregistrés lors de la coulée d'un lingot. Il provient d'une expérience de solidification d'alliage d'aluminium-cuivre brassé à  $\omega = 200$  RPM et refroidi par air comprimé. Nous pourrions distinguer plusieurs étapes :

##### 5.2.1. Etape AB

Le métal liquide entre en contact avec le creuset et la lingotière se remplit. Le système de refroidissement est ouvert et remplit la chemise en 3s à 4s. Le métal liquide est soumis à un refroidissement très rapide. Après quelques secondes, une couche de métal solide commence à se former contre la paroi froide. Le reste du métal, encore liquide, continue d'être brassé. Nous donnons à cette étape le nom de refroidissement du métal liquide.

Comme le montrent sur les figures 5.1, 5.4, 5.5, le régime de refroidissement du liquide se traduit par des courbes d'allure exponentielle. Il peut être représenté par l'équation (5.1), qui donne la température  $T_i$  mesurée à l'instant  $U_i$ .

$$\frac{T_i - T_{xt}}{T_c - T_{xt}} = \exp \left( - \frac{U_i}{U_{ref}} \right) \quad (5-1)$$

Deux paramètres interviennent dans cette équation :

$T_{xt}$  : température du bain extérieur ( fluide refroidisseur)



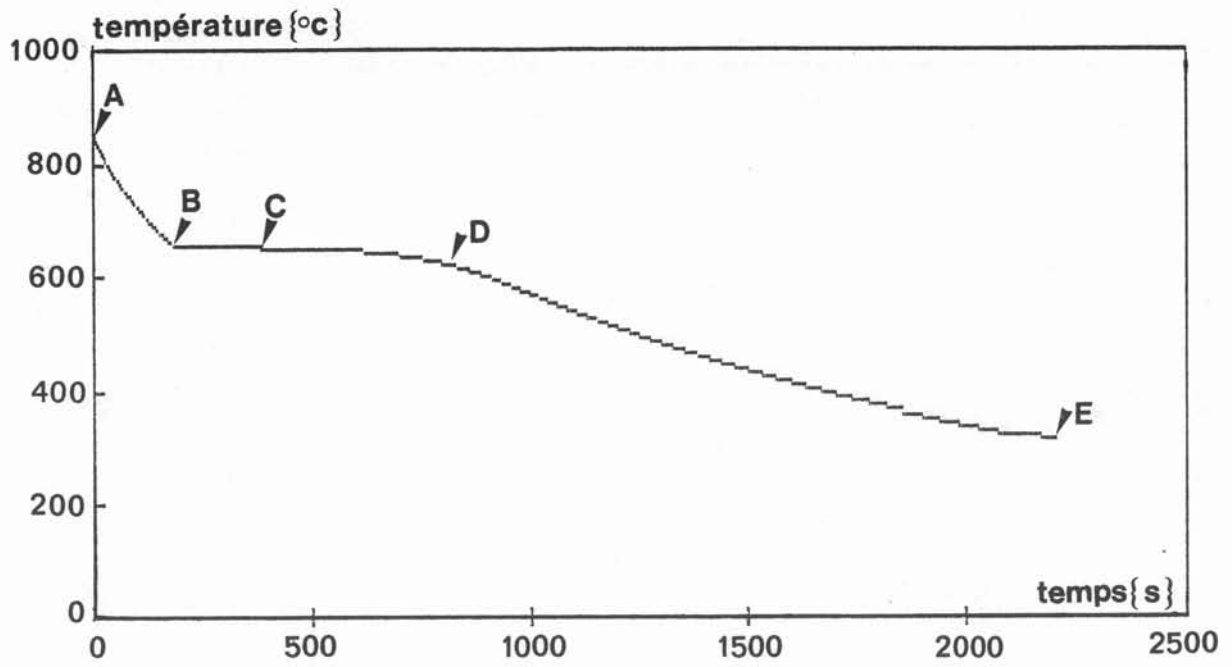


Fig 5-1 : Thermogramme complet enregistré pendant la solidification d'un lingot Al-Cu brassé à  $\omega = 20\ 0$  RPM, Canal 4.

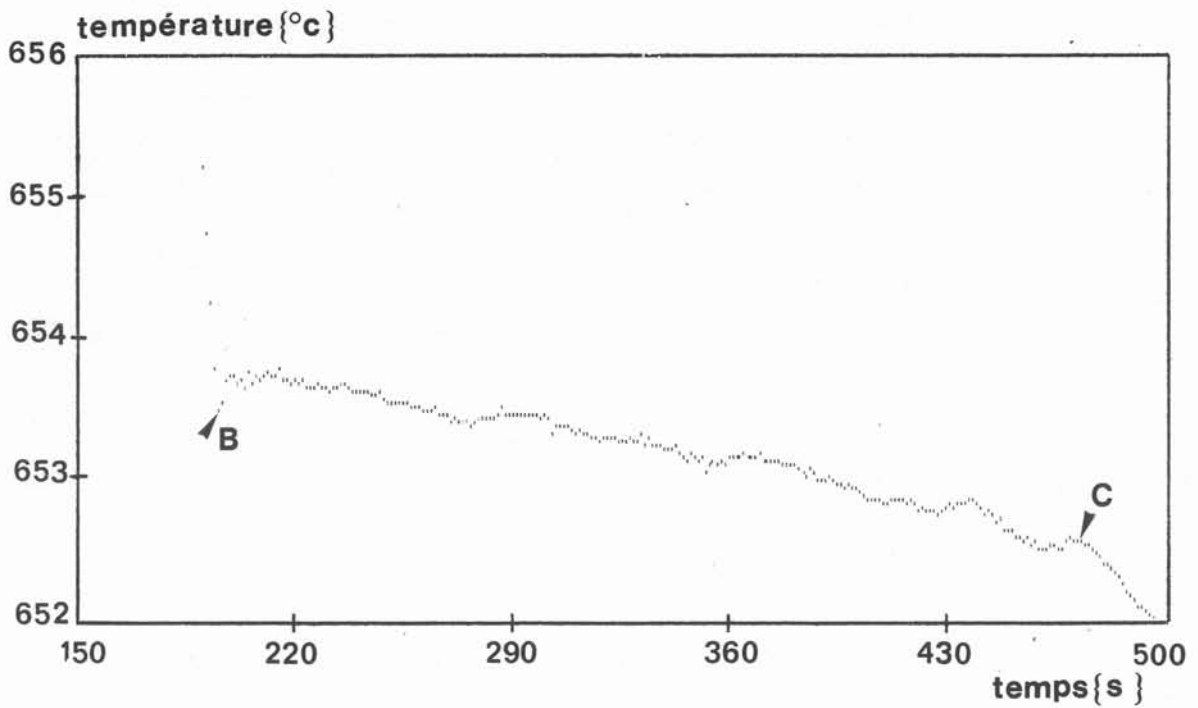


Fig 5-2 : Agrandissement du régime BC. Canal 4.

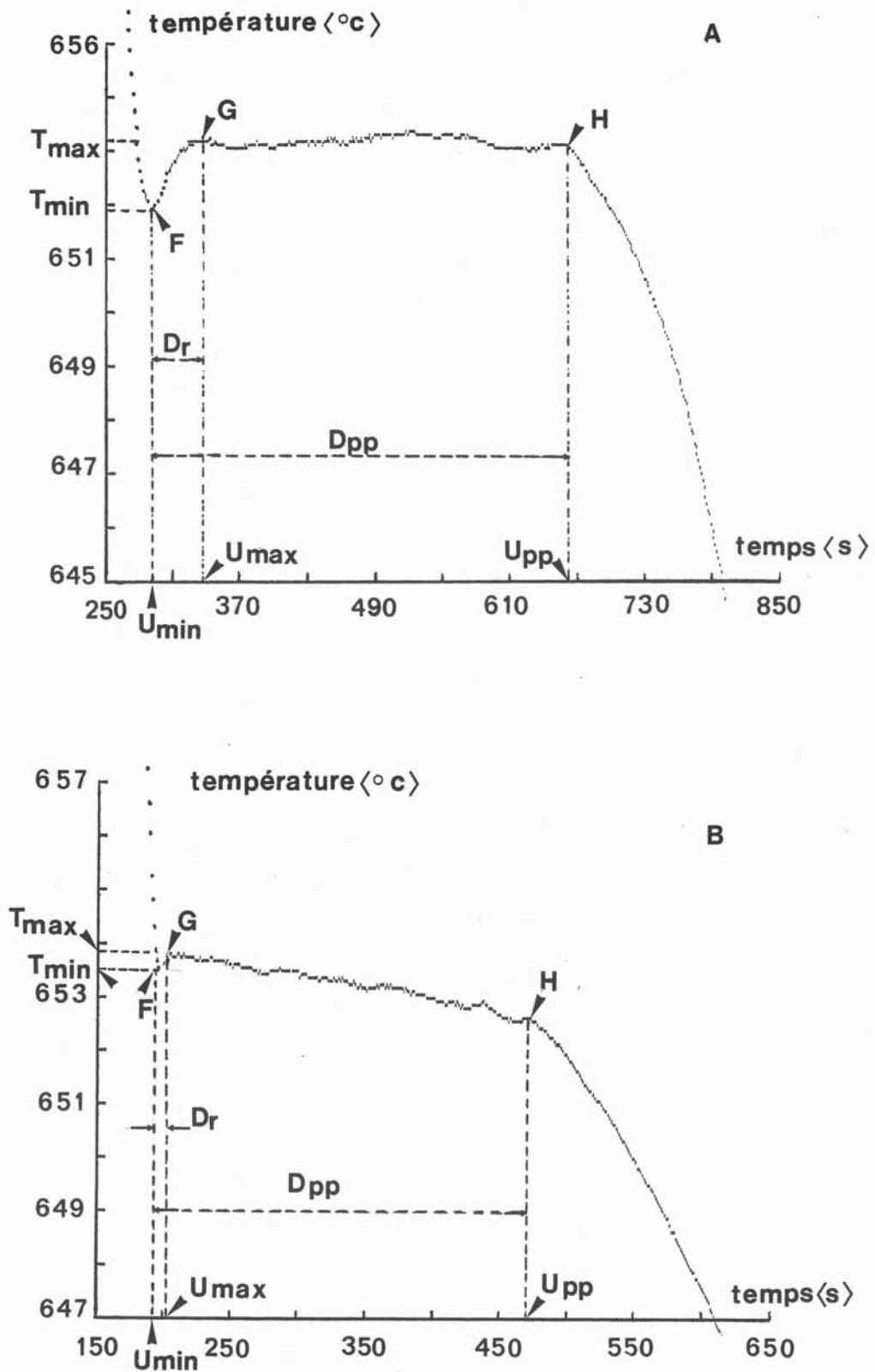


Fig 5-3: Types principaux de recalescence et de pseudo-plateau  
 A: refroidissement par air comprimé, sans brassage. Canal 7.  
 B: refroidissement par air comprimé, brassé  $\omega = 200$  RPM. Canal 5.

$U_{ref}$  : durée caractéristique du refroidissement, dont l'expression fait intervenir le coefficient d'échange entre le liquide et l'extérieur.  $h_{exp}$  en est la valeur expérimentale :

$$U_{ref} = \frac{\rho C_p \vartheta}{h_{exp} S} \quad (5.2)$$

En ce qui concerne la taille de grains, un des paramètre thermique significatif est la vitesse de refroidissement  $P$ .

$$P = \left( \frac{dT}{dU} \right)_{T=T_1} = - \frac{1}{U_{ref}} \cdot (T_c - T_{xt}) \exp \left( - \frac{U_i}{U_{ref}} \right) \quad (5.3)$$

$$\text{ou bien : } P = \left( - \frac{1}{U_{ref}} \right) \cdot (T_1 - T_{xt}) \quad (5-4)$$

Pour calculer  $P$ , nous avons choisi :

$$T_1 = T_{min} + 2^\circ C.$$

Pour déterminer  $U_{ref}$ , nous avons utilisé la méthode des moindres carrés linéaires. Tous les résultats  $U_{ref}$ ,  $P$  sont présentés dans l'annexe A - 2.

### 5.2.2. Etape BD

L'interprétation est qu'il y a deux phases dans le voisinage du thermocouple, l'une liquide, l'autre solide . Le dégagement de chaleur latente réduit la pente de chaleur sensible, qu'il compense plus ou moins. Dans le lingot une couche solide se forme près de la paroi froide. Son épaisseur augmente avec l'avancement de la solidification et des cristallites existent en suspension dans le liquide. Cette partie du thermogramme présente une pente très faible, voire nulle. C'est pourquoi elle est nommée pseudo-palier. La pente du thermogramme représente la vitesse de refroidissement . La durée de cette étape dépend de la position du thermocouple dans la lingotière. Elle augmente avec l'éloignement du thermocouple de la paroi froide.

Cette étape peut comporter une recalescence, qui peut être observée à condition de choisir une échelle adaptée (Voir les figures 3). Des fluctuations de température peuvent également apparaître ( Fig. 5.2 ) sur la zone BC. Celles-ci sont dues au brassage rotatif du métal liquide pendant la solidification .

Pour décrire l'étape BD, nous distinguons deux types principaux (figure 5- 3). Le refroidissement du liquide s'achève par un minimum de température ( $T_{min}$ ,  $U_{min}$ , point

F sur fig.5-3), suivi d'une remontée jusqu'à un maximum de température ( $T_{\max}$ ,  $U_{\max}$ , point G), c'est la recalescence.

Dans le premier cas, sans brassage, les caractéristiques sont faciles à déterminer. Pour le second nous associons le maximum de la recalescence au premier changement de pente après  $U_{\min}$ . Après la recalescence, la courbe présente une pente jusqu'au point H. Cette pente dépend beaucoup du brassage (voir partie 5).

La durée de la recalescence  $D_r$  est définie comme la différence  $U_{\max} - U_{\min}$ . Nous nommons amplitude de la recalescence la différence  $T_{\max} - T_{\min}$ . Les caractéristiques de la recalescence dépendent des paramètres suivants :

- la vitesse de refroidissement du métal liquide,
- la position du thermocouple dans le lingot,
- l'écoulement du métal liquide (convection forcée ou naturelle),
- la composition de l'alliage.

Les valeurs mesurées de  $D_r$ ,  $D_{pp}$ ,  $T_{\max}$ ,  $T_{\min}$ ,  $U_{\min}$  sont rassemblées dans l'annexe A-2.

### 5.2.3. Etape DE

Le thermogramme montre une accélération de la vitesse de refroidissement. Au voisinage du point D le dégagement de chaleur latente diminue, puis le régime thermique correspond aux propriétés du métal solide.

## 5.3. Examen des courbes de refroidissement du métal liquide

### 5.3.1. Courbes de refroidissement d'un lingot refroidi par air comprimé

#### 5.3.1.1. Lingot brassé à 200 RPM

Dans le cas où le métal liquide est soumis au brassage rotatif, les courbes de refroidissement (Fig 5-4) sont pratiquement identiques. Les thermocouples en bas, en haut et au milieu du lingot enregistrent presque la même vitesse de refroidissement et le même instant de fin de refroidissement du métal liquide.

Lorsque la vitesse de brassage augmente jusqu'à 500 RPM, le métal liquide est de plus en plus homogène. Les thermocouples donnent un même profil de température de métal liquide partout dans le lingot. La figure 5.5D présente la température enregistrée sur les thermocouples N° 1.4.7, dans le cas  $\omega = 500$  RPM. Les points de mesure sont presque identiques.

### 5.3.1.2 Lingot sans brassage

La figure 5.6 représente les thermogrammes correspondant au refroidissement du métal liquide, pour des essais sans rotation. Ils ont tous la même allure générale. Il est possible de faire des observations générales :

1. La position des thermocouples est très importante

-La vitesse de refroidissement du métal liquide est beaucoup plus grande en haut du lingot qu'en bas. Ceci provient du fait que l'air comprimé destiné au refroidissement entre au bas du lingot et sort en haut et que le métal liquide est animé de convection naturelle uniquement, ce qui ne suffit pas à l'homogénéiser. Ce phénomène a une grande influence sur la structure du lingot (voir chapitres 3 et 4).

-La vitesse de refroidissement du métal liquide est légèrement supérieure contre la paroi à ce qu'elle est au centre du lingot.

2. Les temps ( $U_{\min}$ ) où les thermogrammes changent de pente varient (point F sur la figure 5.3). Ces temps sont consignés dans l'annexe A-2. Les thermocouples en haut du lingot changent de pente plus tard que ceux situés en bas (fig. 5.5C).

### 5.3.2. Courbes de refroidissement d'un lingot refroidi par air naturel

- La figure 5.5B correspond à un lingot brassé à  $\omega = 200$  RPM. Les trois courbes sont regroupées, elles ont les mêmes vitesses de refroidissement, et le même point F.
- La figure 5.5A présente les mêmes courbes pour un lingot refroidi par air naturel, sans brassage. Le métal liquide refroidit plus vite en bas du lingot qu'en haut. Mais les écarts des températures entre des thermocouples sont plus grands dans le cas du refroidissement par air comprimé sans rotation (fig. 5.5C).
- Pour comparer les courbes des différents thermocouples, pour les autres vitesses de brassage, nous avons rassemblé les valeurs de  $P, U_{\text{ref}}$ , dans l'annexe A-2.

### 5.3.3. Courbes de refroidissement d'un lingot refroidi par eau

La figure 5.5F présente trois courbes de refroidissement du métal liquide dans un lingot refroidi par eau avec brassage à  $\omega = 500$  RPM, à  $z = 45,75, 105$  mm et  $r = 34$

mm. Les instants de changement de pente sont identiques pour les autres thermocouples (annexe A-2).

Mais dans le cas refroidi par eau sans brassage, la figure 5.5E montre que les écarts de température entre trois thermocouples sont très importants (environ 80 degrés). Le métal reste liquide seulement 14s à 20s, puis les courbes de refroidissement passent tout de suite dans le domaine du pseudo-plateau, les instants de changement de pente correspondants étant très différents.

#### 5.3.4. Influence du brassage sur la vitesse de refroidissement du métal liquide

La figure 5.7 présente la vitesse de refroidissement du métal liquide en fonction du brassage rotatif. La courbe N°1 montre le cas de refroidissement par air naturel. La vitesse de refroidissement est presque constante lorsque le brassage augmente. Les écarts relatifs entre la valeur  $P_{max}$  et  $P_{min}$  sont de 7.5% dans le cas  $\omega = 0$  RPM; 0.64% à  $\omega = 200$  RPM ; 1.45% à  $\omega = 350$  RPM, et 0.78% à  $\omega = 500$  RPM.

La courbe N°2 présente le cas du refroidissement par air comprimé. Lorsque le brassage augmente, la vitesse de refroidissement du métal liquide augmente. A  $\omega = 0$  RPM, les valeurs des vitesses de refroidissement sont dispersées entre 0.621 K/s et 0.745 K/s. Plus  $\omega$  augmente, plus les valeurs de P sont regroupées.

A :  $\omega = 200$  RPM,  $P = 0.825$  à  $0.850$  K/s,  $\omega = 350$  RPM,  $P = 0.921$  à  $0.960$  K/s à  $\omega = 500$  RPM,  $P = 0.924$  à  $0.960$  K/s

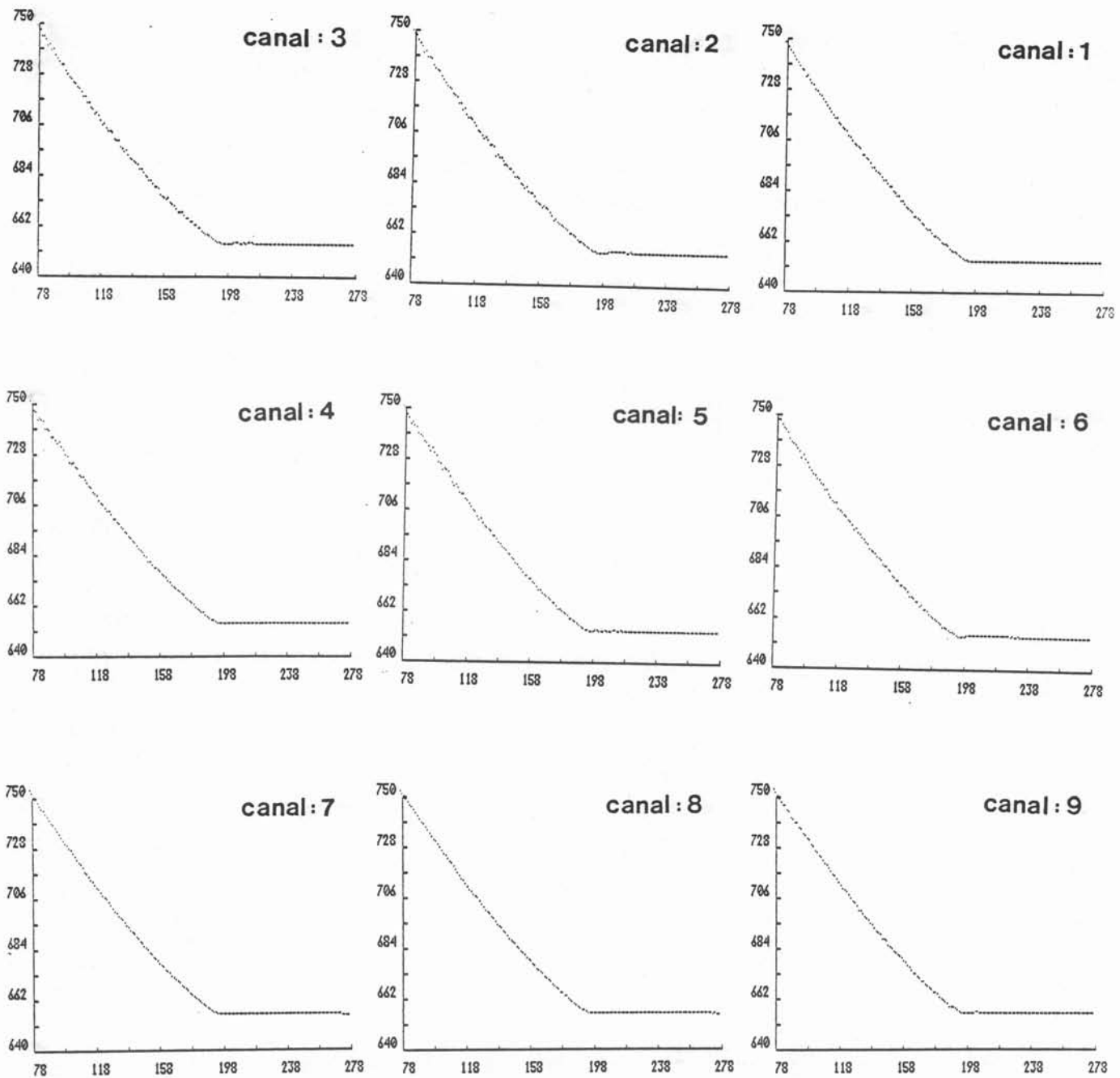
Les écarts relatifs entre la valeur  $P_{max}$  et  $P_{min}$  sont de 16.6% dans le cas  $\omega = 0$  RPM; 3% à  $\omega = 200$  RPM ; 4% à  $\omega = 350$  RPM et 3.75% à  $\omega = 500$  RPM.

La courbe N°3 présente le cas de refroidissement par l'eau. Pour chaque valeur de la vitesse du brassage sont présentées neuf valeurs de P correspondant aux neuf thermocouples. Lorsque  $\omega$  augmente, P augmente. Les écarts entre la valeur  $P_{max}$  et  $P_{min}$  sont de 15.8% dans le cas  $\omega = 0$  RPM; 4.9% à  $\omega = 200$  RPM ; 4.42% à  $\omega = 350$  RPM et 3.17% à  $\omega = 500$  RPM

Ces effets seront discutés dans le chapitre 7.

#### 5.4. Etude de la recalescence

Nous examinons ici les caractéristiques de la recalescence pendant la solidification des lingots d'alliage d'aluminium-cuivre. Deux types principaux de recalescence ont été présentés dans la figure 5.3. Elles sont caractérisées par leur amplitude  $\Delta T = T_{max} - T_{min}$  et leur durée  $Dr$ . L'annexe A-2 rassemble toutes les valeurs mesurées sur les courbes enregistrées.



**Fig 5-4 :** *Courbes de refroidissement du liquide*  
*Lingot refroidi par air comprimé, brassé à  $\omega = 200$  RPM.*  
*En abscisse, temps en secondes. En ordonnée, température en °C.*

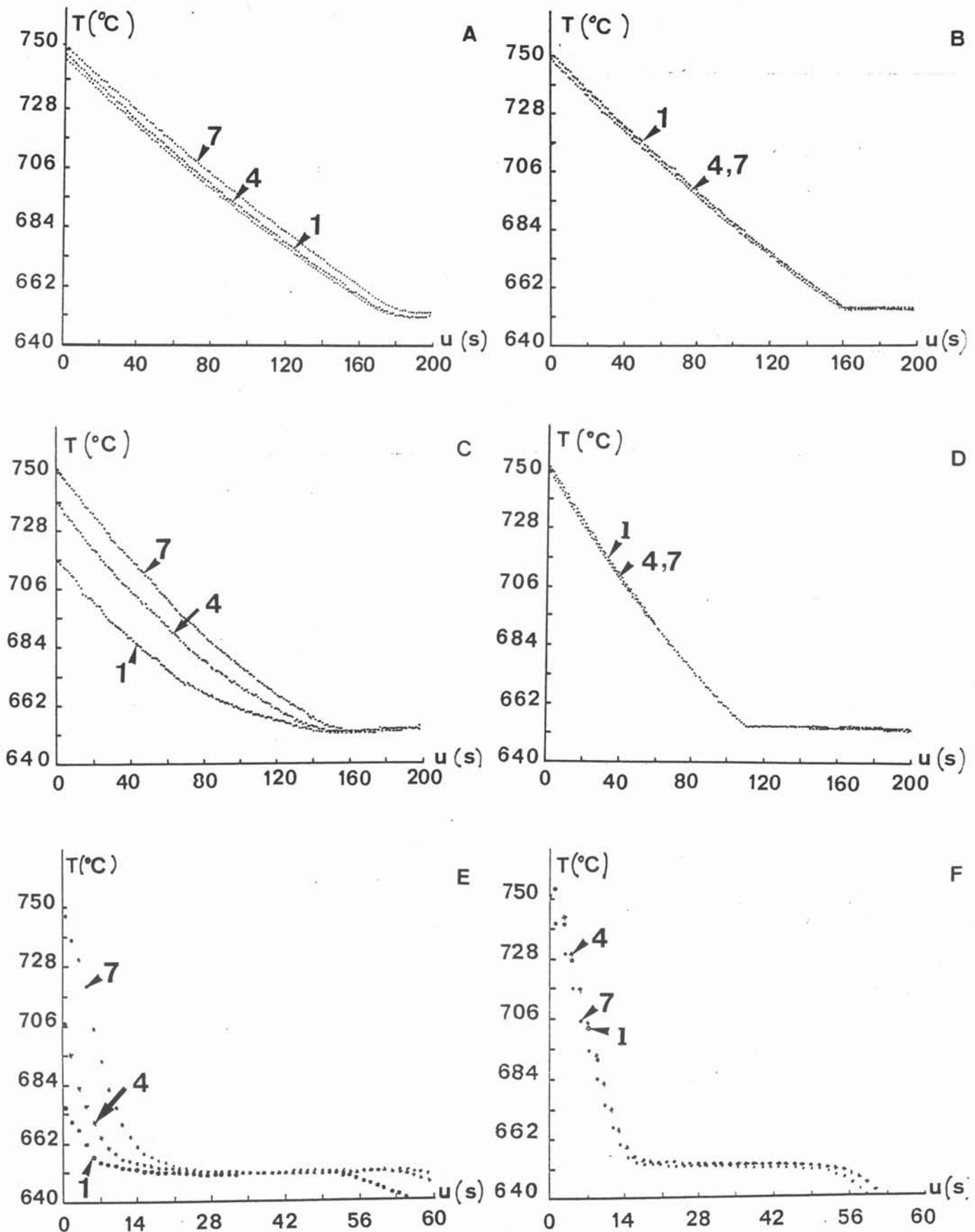


Fig 5-5 : Influence du brassage rotatif dans le domaine du métal liquide d'un lingot Al-Cu.

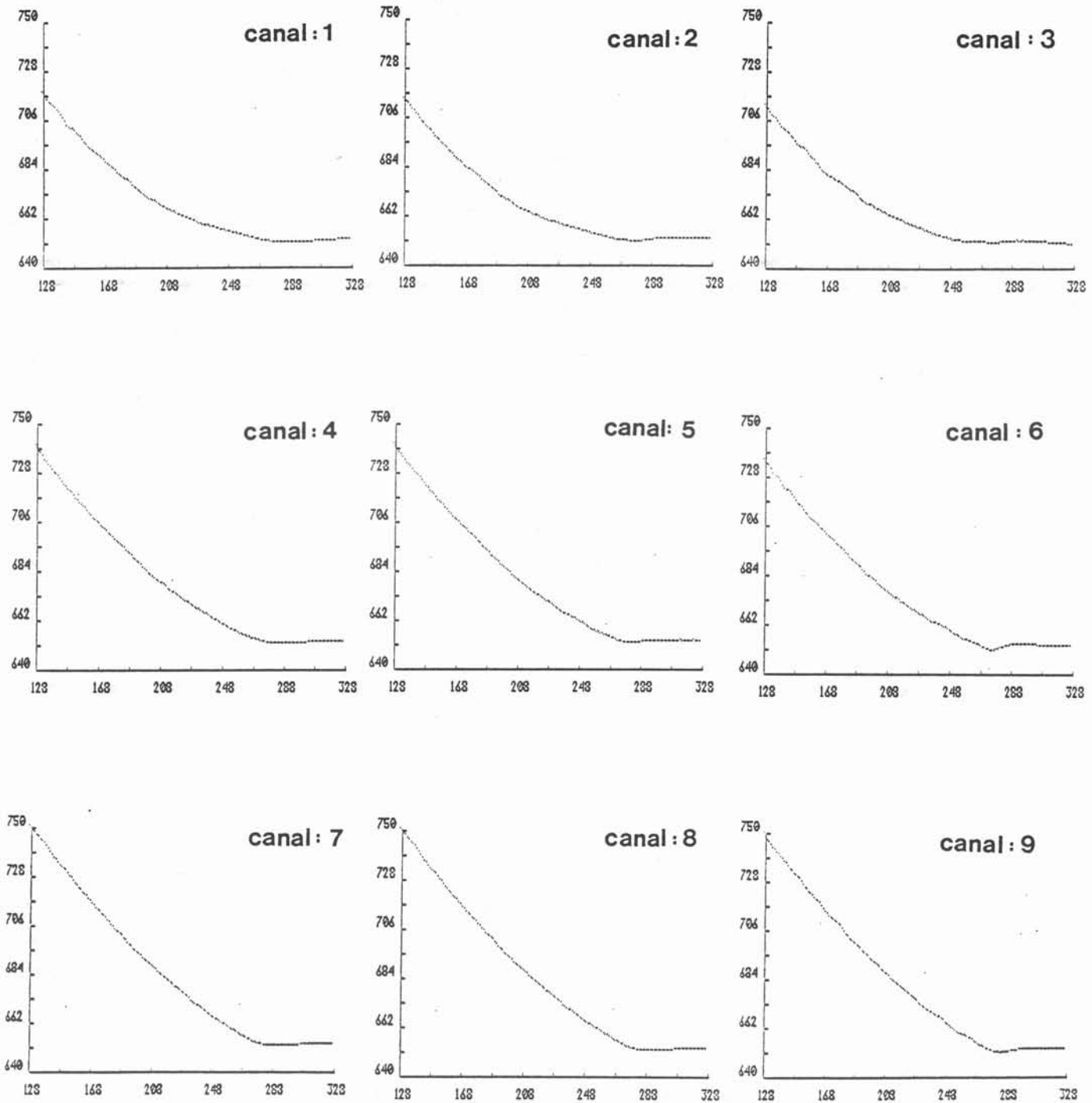
A :  $\omega = 0$  RPM, B :  $\omega = 500$  RPM (refroidissement par air naturel)

C :  $\omega = 0$  RPM, D :  $\omega = 500$  RPM (refroidissement par air comprimé)

E :  $\omega = 0$  RPM, F :  $\omega = 500$  RPM (refroidissement par eau)

7 :  $z = 105$  mm, 4 :  $z = 75$  mm, 1 :  $z = 45$  mm,  $r = 34$  mm.





**Fig 5-6 :** Courbes de refroidissement du liquide  
Lingot refroidi par air comprimé, sans brassage.  
En abscisse, temps en secondes. En ordonnée, température en °C.

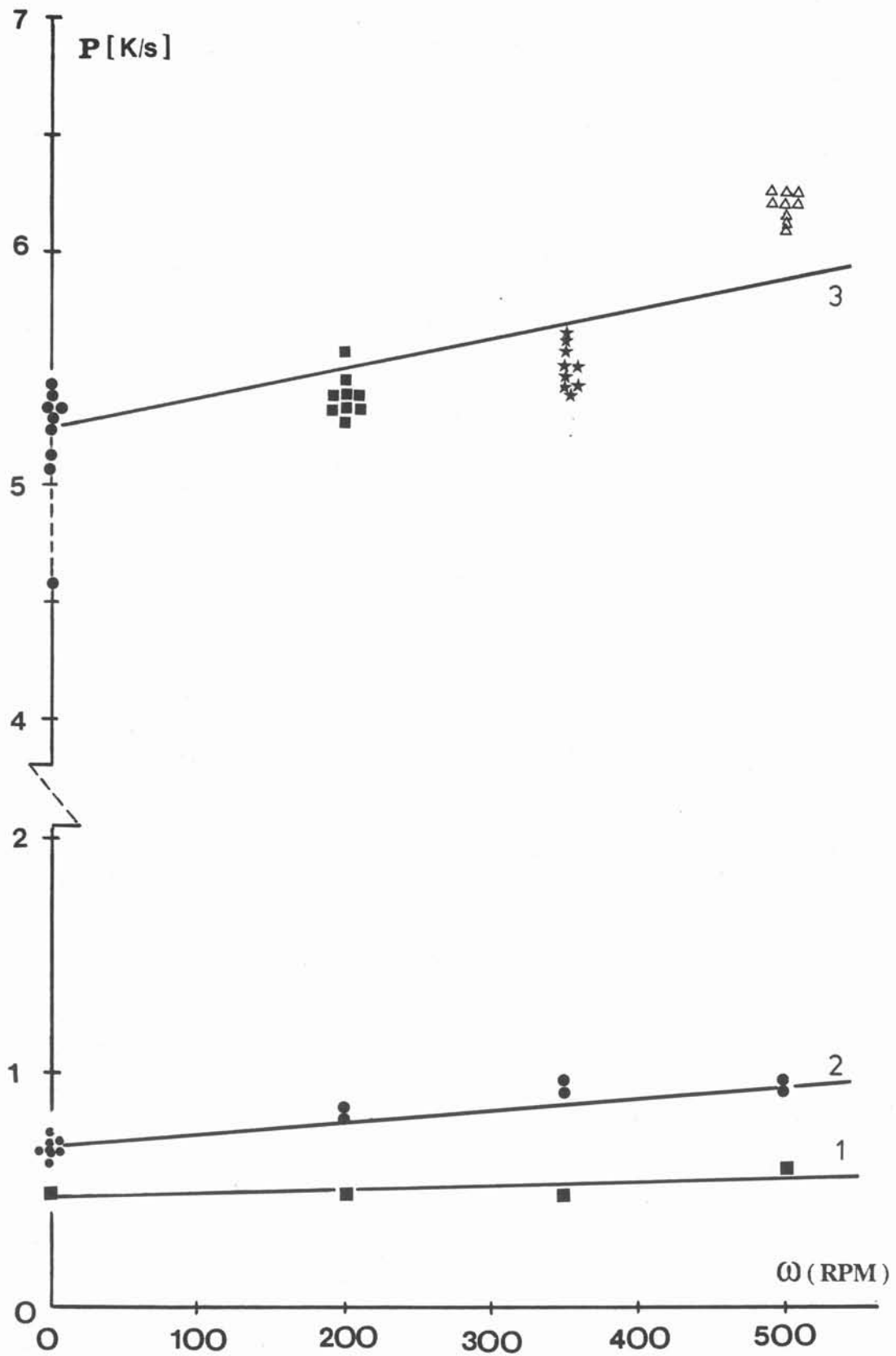


Fig 5-7 : Vitesse de refroidissement du métal liquide en fonction du brassage.  
air naturel (courbe 1), air comprimé (courbe 2), eau (courbe 3)

Comme dans la partie de refroidissement du métal liquide, nous allons analyser plus en détail le cas du refroidissement par air comprimé.

#### 5.4.1. Recalescence pour les lingots refroidis par air comprimé

Dans le cas du brassage à  $\omega = 200$  RPM, les recalescences sont faibles, mais discernables (Fig. 5-8). Elles ont une même allure, quelle que soit la position dans le lingot. L'amplitude de la recalescence est de 0.19 K à 0.52 K et sa durée d'environ 4.0s à 10s. Pour le cas de fort brassage ( $\omega = 500$  RPM)  $\Delta T$  est compris entre 0.12 et 0.35 K, et la durée entre 2,5s et 3,8s.

La figure 5.9 présente l'ensemble des recalescences de l'essai sans brassage. Les recalescences sont très visibles et très dissemblables. Elles ne démarrent pas toutes en même temps. Elles dépendent de la position du thermocouple. La colonne 1 met en évidence les recalescences du thermocouple de l'intérieur du lingot ( $r = 34$  mm). Elles ont des amplitudes comprises entre 1.09 K et 1.26 K, et des durées de plusieurs dizaines de secondes. Pour la deuxième colonne ( $r = 49$  mm) l'amplitude de la recalescence est plus grande. Elle est comprise entre 1.06 et 1.94 K. Pour la colonne numéro 3 ( $r = 64$  mm), les thermocouples sont placés à côté de la paroi froide. La recalescence est très importante : entre 0.85 K et 2.62 K. La fin du pseudo-plateau est très difficile à déterminer.

La figure 5-10 superpose un cas typique de recalescence pour l'ensemble des séries d'essais aux différentes vitesses de brassage.

#### 5.4.2. Recalescence pour les lingots refroidis par air naturel

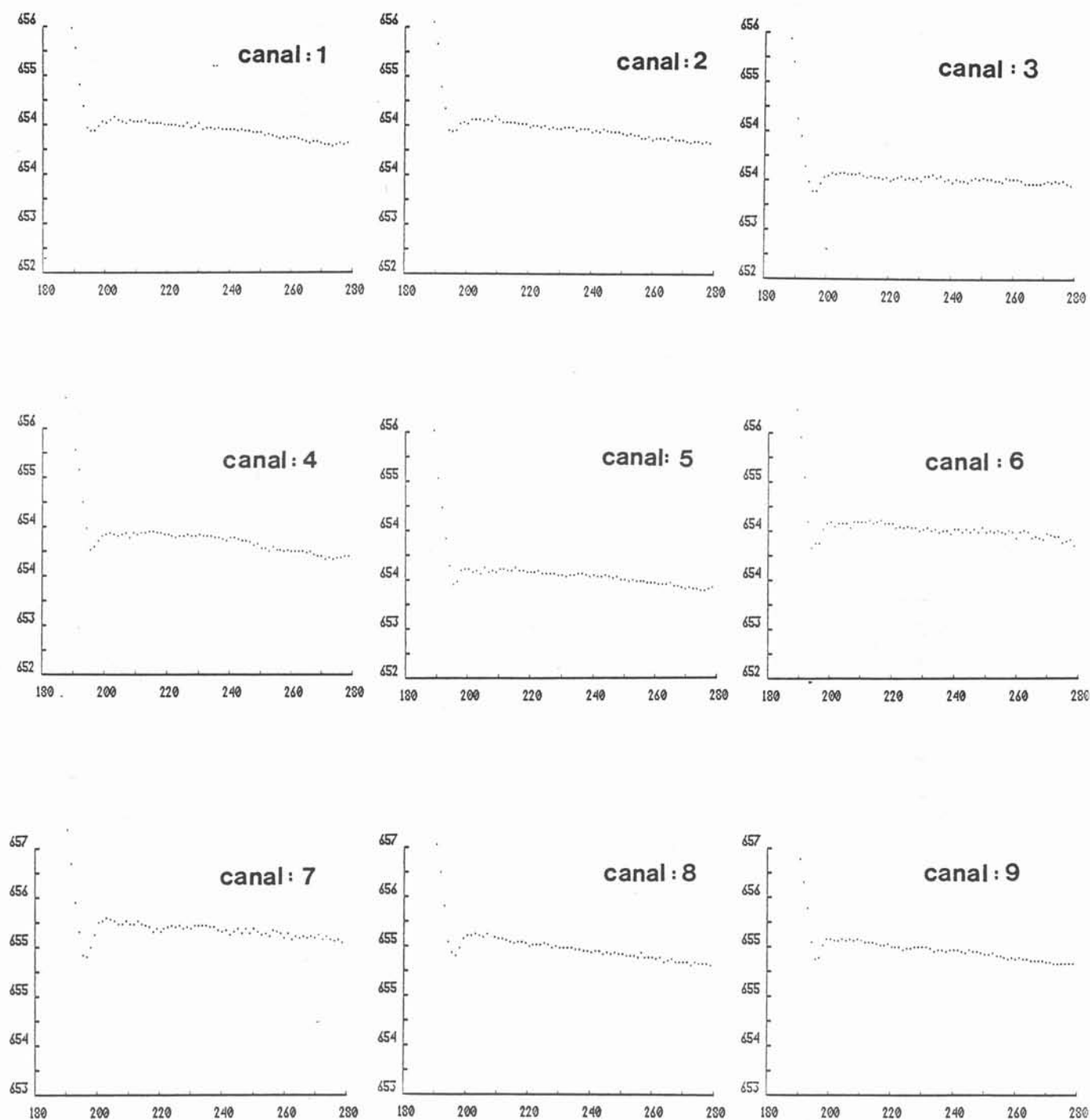
La figure 5.11 présente les recalescences des lingots refroidis par air naturel.

Dans le cas de brassage rotatif  $\omega = 500$  RPM (Fig. 5.11 à droite) les recalescences ont la même allure et démarrent toutes en même temps. Elles ont la même amplitude : 3 à 5 dixième de degré. Elles présentent une seule recalescence. Après la recalescence, la courbe est monotone. La pente varie continuellement. La fin du pseudo-plateau est très difficile à déterminer.

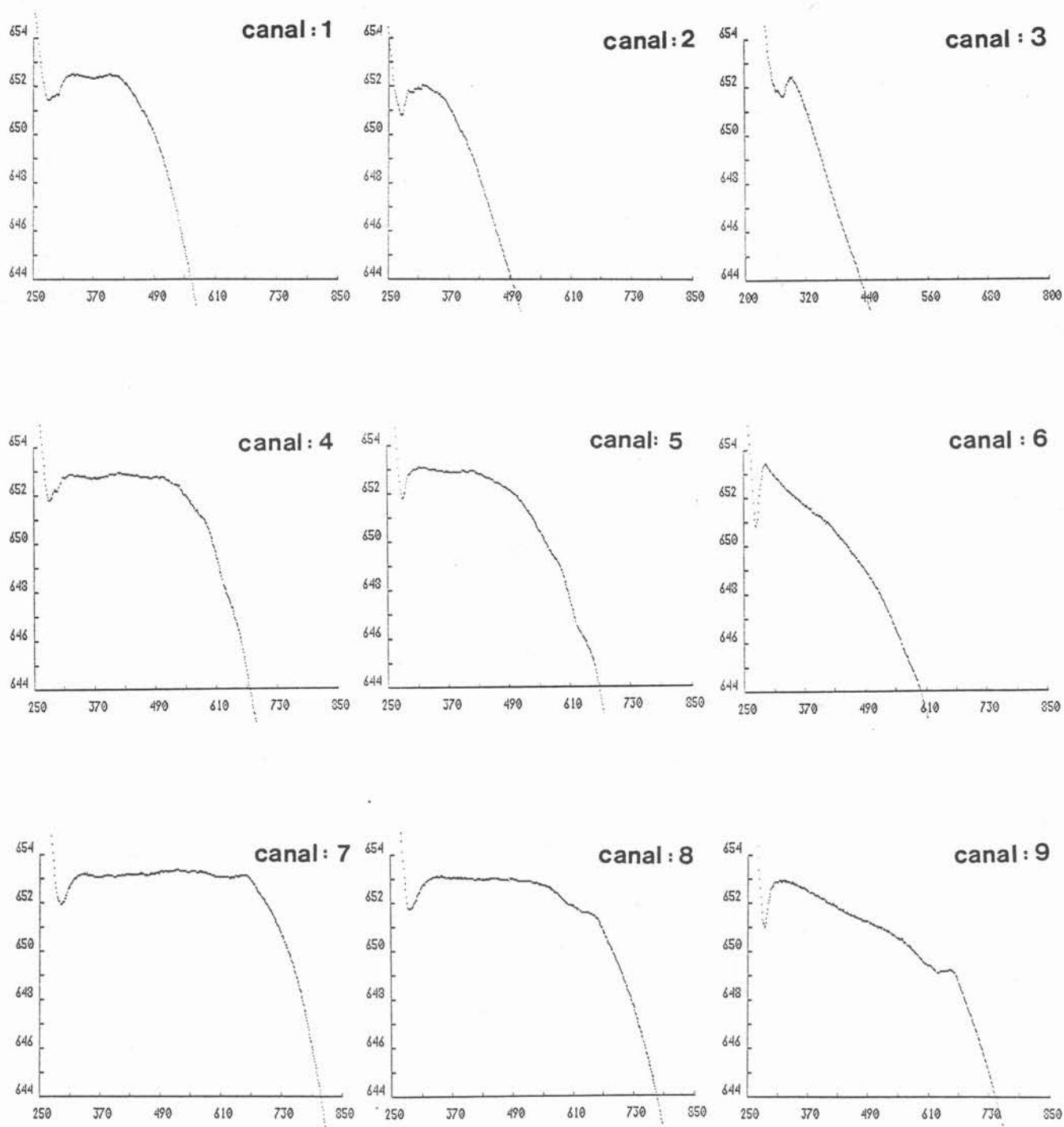
Dans le cas de la convection naturelle (Fig. 5-11 à gauche), la recalescence ressemble à celle du cas du refroidissement par air-comprimé sans brassage mais les amplitudes ( $T_{\max} - T_{\min}$ ) et les durées de la recalescence sont plus grandes.

#### 5.4.3. Recalescences pour les lingots refroidis par eau

Pour les lingots refroidis par eau, la vitesse de refroidissement est grande (de 6 à 7 K/s). La recalescence n'est presque plus visible sur la courbe de refroidissement. Pour



**Fig. 5-8 :**                      *Agrandissement de la recalescence.*  
*Lingots refroidis par air comprimé, brassé à  $\omega = 200$  RPM*  
*En abscisse ,temps en secondes. En ordonnée ,température en °C.*



**Fig. 5-9:**      *Agrandissement du domaine de solidification.*  
                  *Lingot Al- Cu refroidi par air comprimé, sans brassage.*  
                  *En abscisse ,temps en secondes. En ordonnée ,température en °C.*

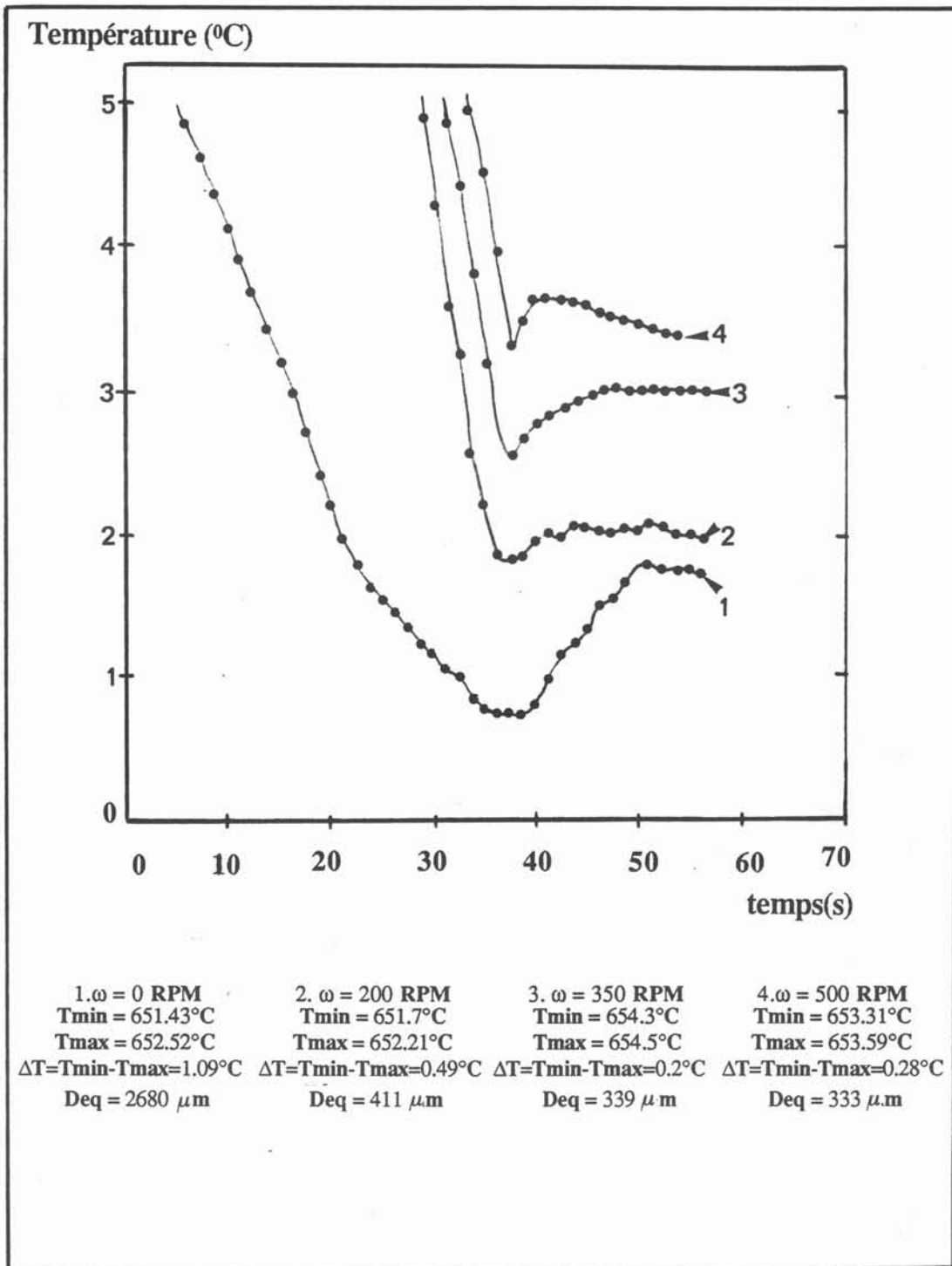


Fig.5.10: Ensemble de recalescence d'une série d'essais refroidi par air comprimé.  
Thermogramme à  $Z = 45$  mm et  $r = 34$  mm.

L'échelle de température est seulement indicative.

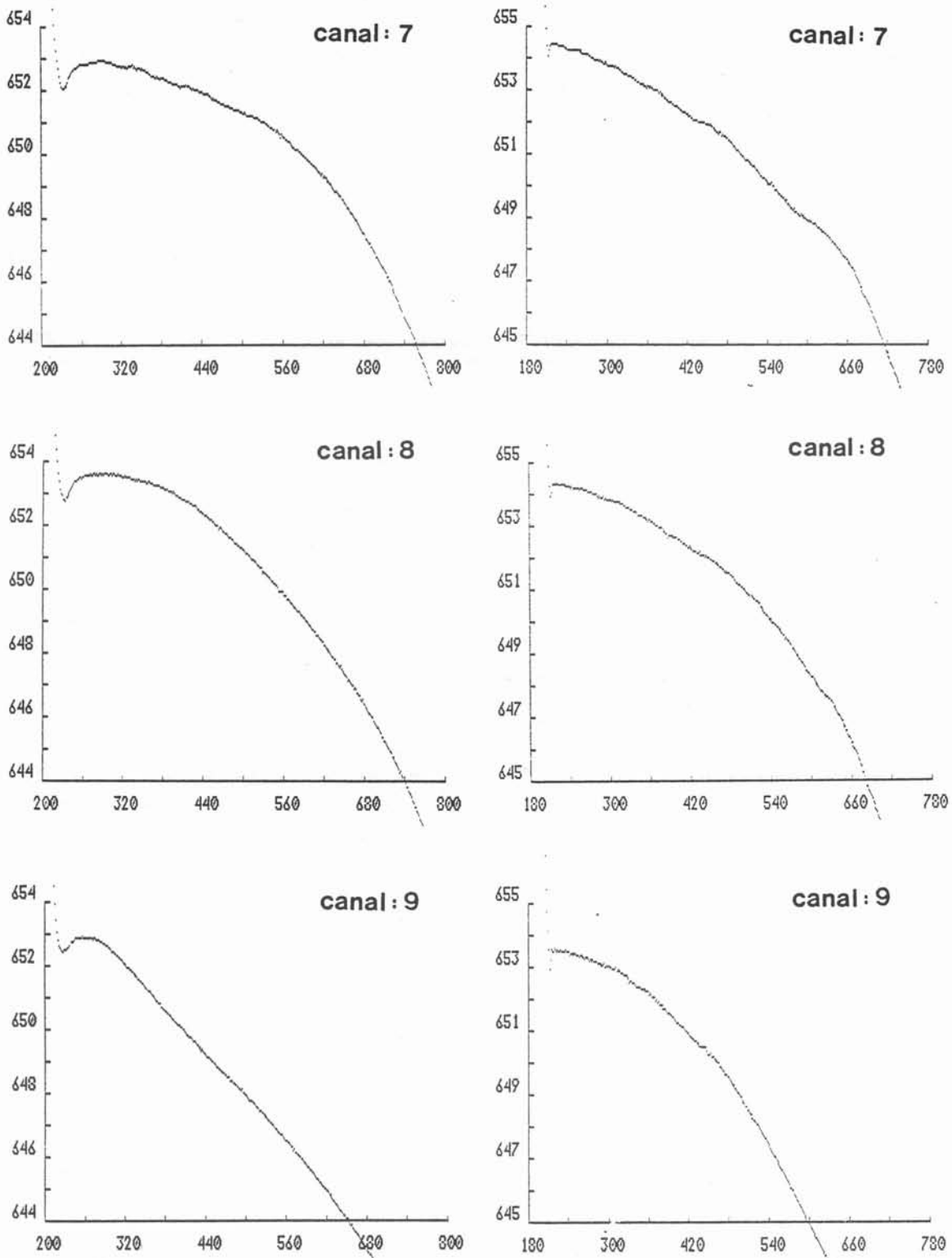
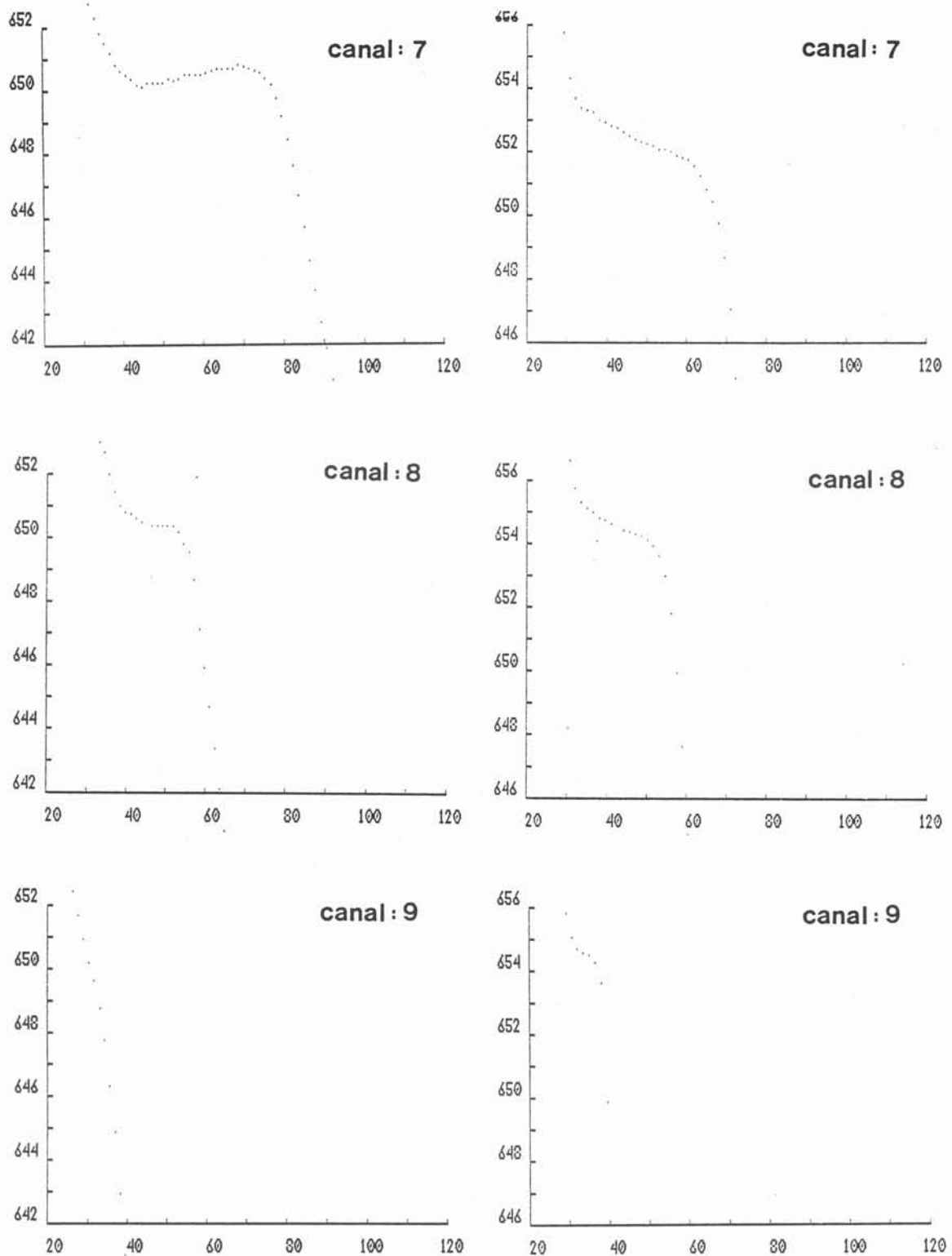


Fig. 5-11

Agrandissement du domaine de solidification .

Lingots refroidis par air naturel .

A gauche , sans brassage . A droite , brassé à  $\omega = 500$  RPM  
sur trois thermocouples au même niveau:  $z=105\text{mm}$   $r=34,49,64\text{mm}$ .  
En abscisse , température en secondes. En ordonnée, température en °C.



**Fig.5-12 : Agrandissement du domaine de solidification. Lingots refroidis par eau**  
 A gauche , sans brassage. A droite , brassage à  $\omega = 500$  RPM  
 En abscisse, temps en secondes. En ordonnée ,température en °C sur 3  
 thermocouples au même niveau ;  $z = 105\text{mm}$  à  $r = 34, 49, 64$  mm



les thermocouples situés à l'intérieur du lingot ( $r = 34$  mm), on voit un petit peu de recalescence (canal 7, Fig 5.12 à gauche) dans le cas de la convection naturelle seulement. Les autres courbes sont passées tout de suite du régime de refroidissement du métal liquide au pseudo-plateau, même dans le cas de fort brassage (Fig. 5.12 à droite). C'est pourquoi dans ce cas  $\Delta T$  et  $D_r$  ne peuvent pas être déterminés.

#### 5.4.4. Etude de la durée de recalescence

La durée de recalescence dépend beaucoup du type de refroidissement. Elle est plus grande dans le cas du refroidissement par air naturel, puis pour le refroidissement par air comprimé et enfin par eau.

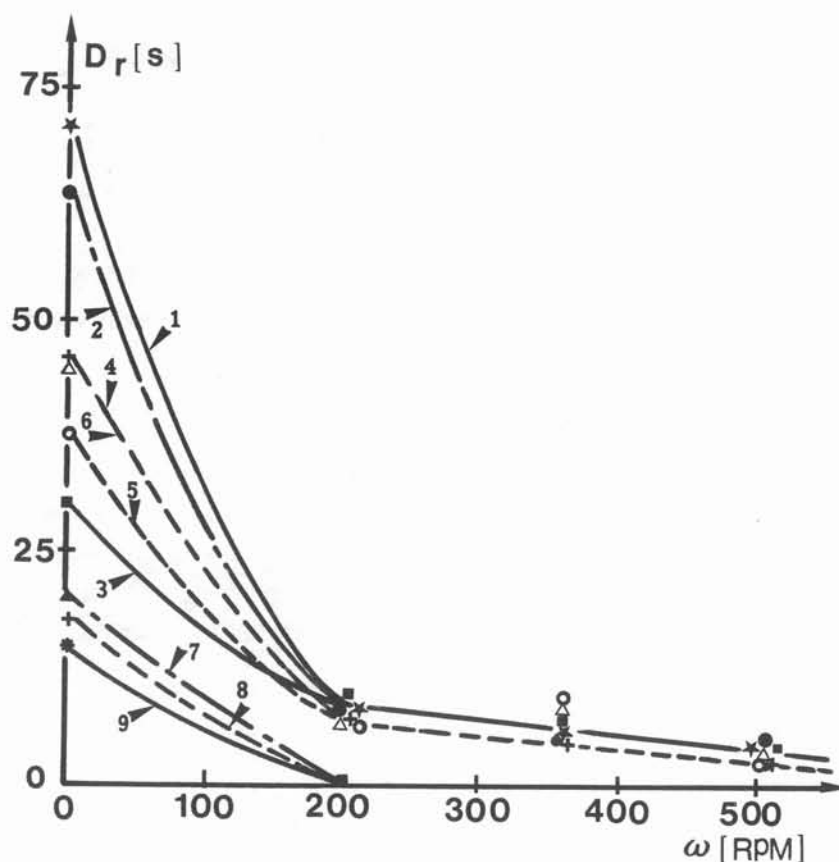


Fig. 5-13 : *Durée de la recalescence en fonction du brassage .*  
*air naturel (courbe: 1.2.3 ), air comprimé (courbe: 4.5.6 ), eau.( courbe: 7.8.9 )*  
*à  $r = 34$  mm*

La figure 5.13 rassemble la durée de recalescence des trois séries d'essais pour le cas des thermocouples situés à l'intérieur du lingot ( $r = 34$  mm). Dans les deux cas de refroidissement par air comprimé et air naturel, lorsque le brassage augmente, la durée de recalescence diminue, surtout dans le domaine entre  $\omega = 0$  RPM et  $\omega = 200$  RPM. Dans les cas brassés, les recalescences démarrent et finissent presque en même temps. En effet, une des conséquences du brassage est d'homogénéiser le bain liquide.

Pour le cas du refroidissement par eau, la durée de la recalescence est maximum en convection naturelle. Elle est comprise entre 15s et 20s . Elle n'existe plus lorsque le métal subit un brassage rotatif.

#### 5.4.5. Conclusion

Les recalescences des courbes de refroidissement dépendent :

- du brassage du métal liquide ; si le brassage augmente, la durée de la recalescence diminue.
- beaucoup de la position du thermocouple dans le lingot pour le cas sans brassage.

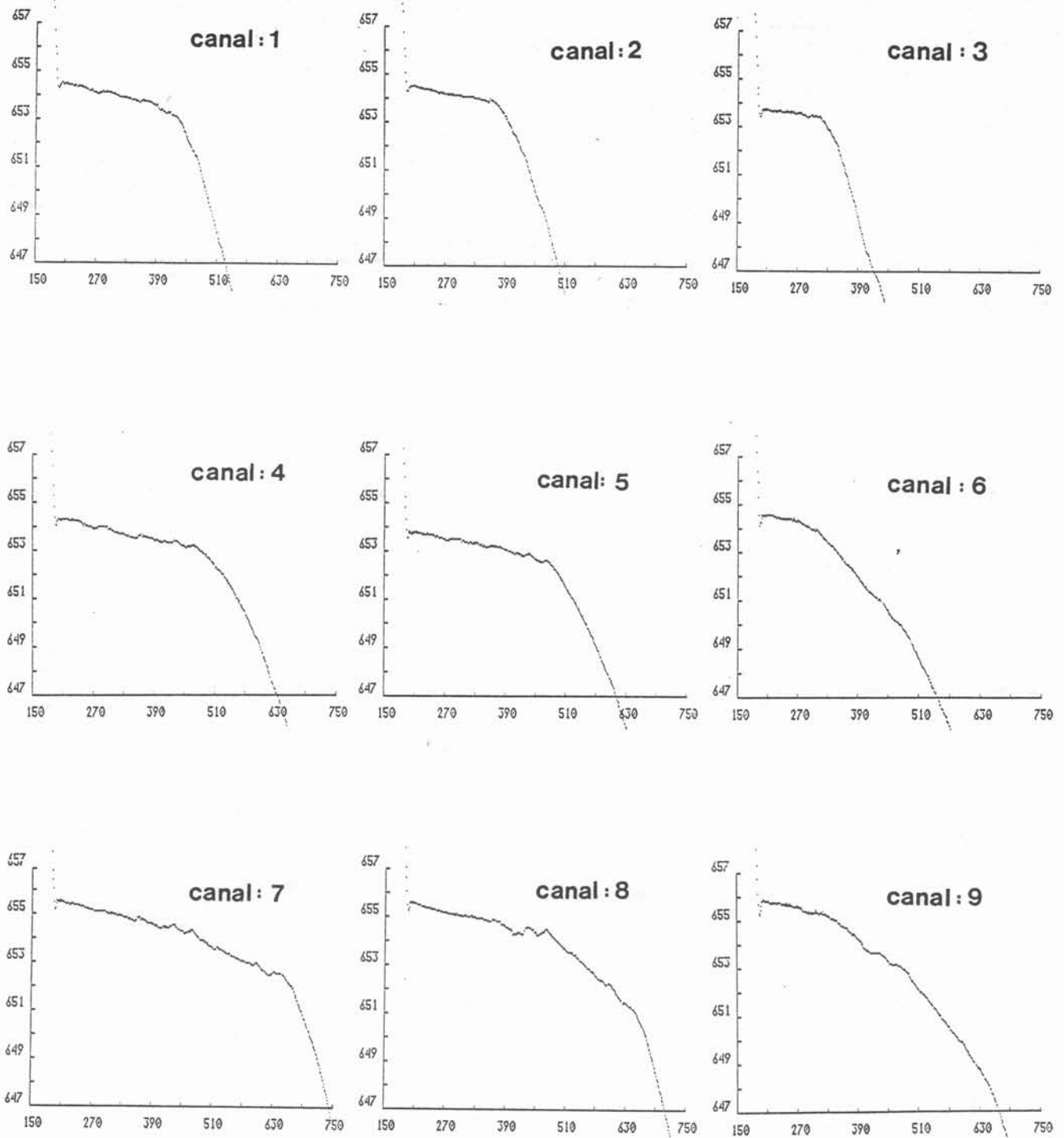
#### 5.5. Etude du pseudo-plateau

Après l'étape de recalescence, la courbe présente l'étape du pseudo-plateau. Cette étape commence à partir de  $U_{\min}$ . L'instant  $U_{pp}$  correspond à la fin du pseudo-plateau. Nous le définissons comme l'instant correspondant au premier changement de pente traduisant une accélération du refroidissement. Cette détermination a été faite par deux méthodes : d'abord par repérage direct sur l'écran de l'ordinateur à l'aide d'une souris, ensuite sur les courbes tracées sur papier (Fig. 5-3). Les deux mesures donnent les mêmes valeurs.

Des mesures détaillées sont réalisées dans les deux cas de refroidissement par air comprimé et par eau, car le plateau est déterminé facilement. Dans les cas refroidis par air naturel, on ne peut pas déterminer la fin du plateau, car la courbe change de pente continuellement. Les valeurs mesurées sont rassemblées dans l'annexe A-2.

##### 5.5.1. Le pseudo-plateau des lingots refroidis par air-comprimé

Dans le cas du brassage rotatif à  $\omega = 200$  RPM, le pseudo-plateau est présenté sur la figure 5.14 . Après une recalescence petite, la pente  $\alpha$  du plateau augmente avec le brassage (Fig 5-7). Le changement de pente qui correspond à la fin du plateau est plus net que dans le cas sans rotation. La durée du plateau dépend de la position

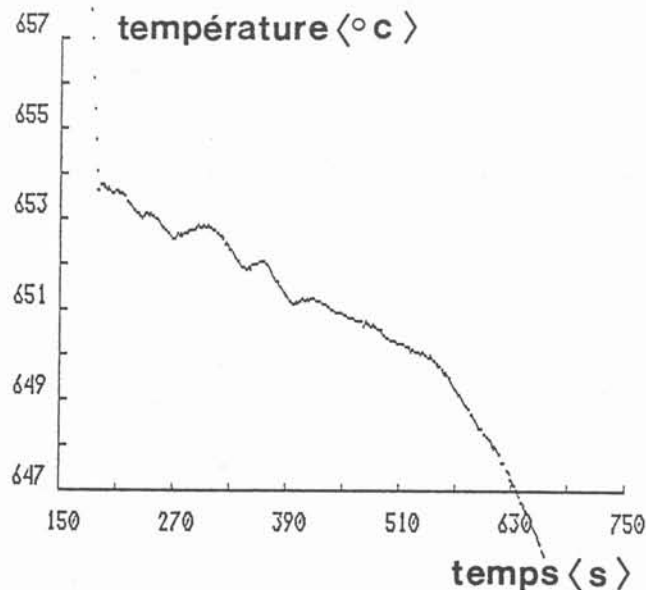


**Fig. 5-14:**      *Agrandissement du domaine de solidification .*  
*Lingots refroidis par air comprimé, brassé à  $\omega = 200$  RPM*  
*En abscisse, temps en secondes. En ordonnée , température en °C.*

dans le lingot, elle est plus faible que dans le cas sans rotation. Elle est encore plus faible dans les cas  $\omega = 350$  et  $500$  RPM (annexe A- 2).

Dans le cas d'un fort brassage ( $\omega = 350$  et  $500$  RPM), le plateau présente plusieurs changements de pente (fig. 5.15). Ces courbes traduisent un phénomène non stationnaire. Les thermocouples à côté de la paroi indiquent une durée du plateau plus courte que ceux au milieu et à l'intérieur, car la vitesse de refroidissement à l'extérieur est plus forte qu'à l'intérieur.

Sans brassage ( $\omega = 0$  RPM), la durée du plateau est non seulement fonction du rayon mais aussi de la hauteur dans le lingot. Celle-ci est plus courte en bas qu'au milieu ou en haut. Le thermocouple situé à la paroi indique une durée du plateau plus courte qu'au milieu et à l'intérieur (figure 5.9 )



**Fig.5-15 :**      *Agrandissement du domaine de solidification .*  
*Lingot Al-Cu refroidi par air comprimé, brassé à  $\omega = 500$  RPM*  
*En abscisse, temps en secondes. En ordonnée ,température en °C.*

Les figures 5-16 présentent la durée du plateau en fonction du rayon et de la hauteur dans le lingot des essais de refroidissement par air comprimé à  $\omega = 0, 200, 350, 500$  RPM. Quand le brassage augmente, les courbes sont de moins en moins dispersées. Dans le cas  $\omega = 500$  RPM et  $z = 105$  mm la durée du plateau ne dépend pas du rayon et vaut 350 s.

Conclusion:

- le brassage rotatif a une grande influence sur le plateau
- la durée du plateau dépend beaucoup de la position dans le lingot.

### 5.5.2. Le plateau des lingots refroidis par eau

La figure 5-12 compare deux cas des essais des lingots refroidis par eau, avec et sans brassage. Elle montre les courbes de trois thermocouples au même niveau à  $z = 105$  mm et  $r = 35$  mm, 49 mm et 64 mm. Il n'y a pas de plateau pour le thermocouple à côté de la paroi du lingot dans le cas sans brassage. Avec le brassage, il apparaît un tout petit plateau (environ 2 à 6 s). Les autres thermocouples présentent une durée du plateau plus importante mais plus courte que dans le cas du refroidissement par air comprimé. La durée du plateau maximum est environ de 25s à 30 s.

Les figures 5.17, 5.18, 5.19 montrent que la durée du plateau est non seulement une fonction linéaire de la distance à la paroi du lingot ( $r$ ), mais aussi de la hauteur ( $z$ ) du lingot. Ces figures seront utilisées pour tracer le front solide-liquide du métal (chapitre 7).

### 5.5.3. Le plateau des lingots refroidis par air en convection naturelle

Pour le lingot refroidi par air naturel (figure 5.11) il est très difficile de déterminer la durée du plateau, non seulement dans le cas sans brassage (fig. 11 à gauche) mais aussi dans le cas de brassage (fig. 11 à droite). Mais on peut dire que lorsque le métal est soumis au brassage, la pente du plateau augmente et la température dans ce domaine est plus régulière que dans le cas sans rotation.

### 5.5.4. Influence du brassage rotatif sur la durée du plateau

Nous présentons ici les deux cas de refroidissement par eau et air comprimé. Le cas air naturel ne permet pas de déterminer la durée du plateau (fig. 5.11 ).

Dans le cas simple du refroidissement par eau, la figure (5.20) présente la durée du plateau en fonction du brassage rotatif ( thermocouples aux rayons  $r = 34$  mm,  $r = 49$  mm ) aux trois niveaux de hauteur du lingot à  $r = 64$  mm, il n'existe plus de plateau.

- Les thermocouples situés à l'intérieur ( $r = 34$  mm) indiquent une durée plus grande que ceux à l'extérieur.
- Lorsque le brassage augmente, la durée du plateau augmente lentement.

Pour l'air comprimé, la figure ( 5.21 ) présente un cas très compliqué :

- les thermocouples placés en bas du lingot indiquent une durée du plateau plus courte que ceux au milieu et en haut.

- pour les deux niveaux en bas du lingot à  $z = 45 \text{ mm}$  et  $75 \text{ mm}$ , la durée du plateau augmente lorsque le brassage augmente, comme dans le cas avec l'eau.
- la durée du plateau pour les thermocouples en haut augmente faiblement lorsque le brassage diminue.

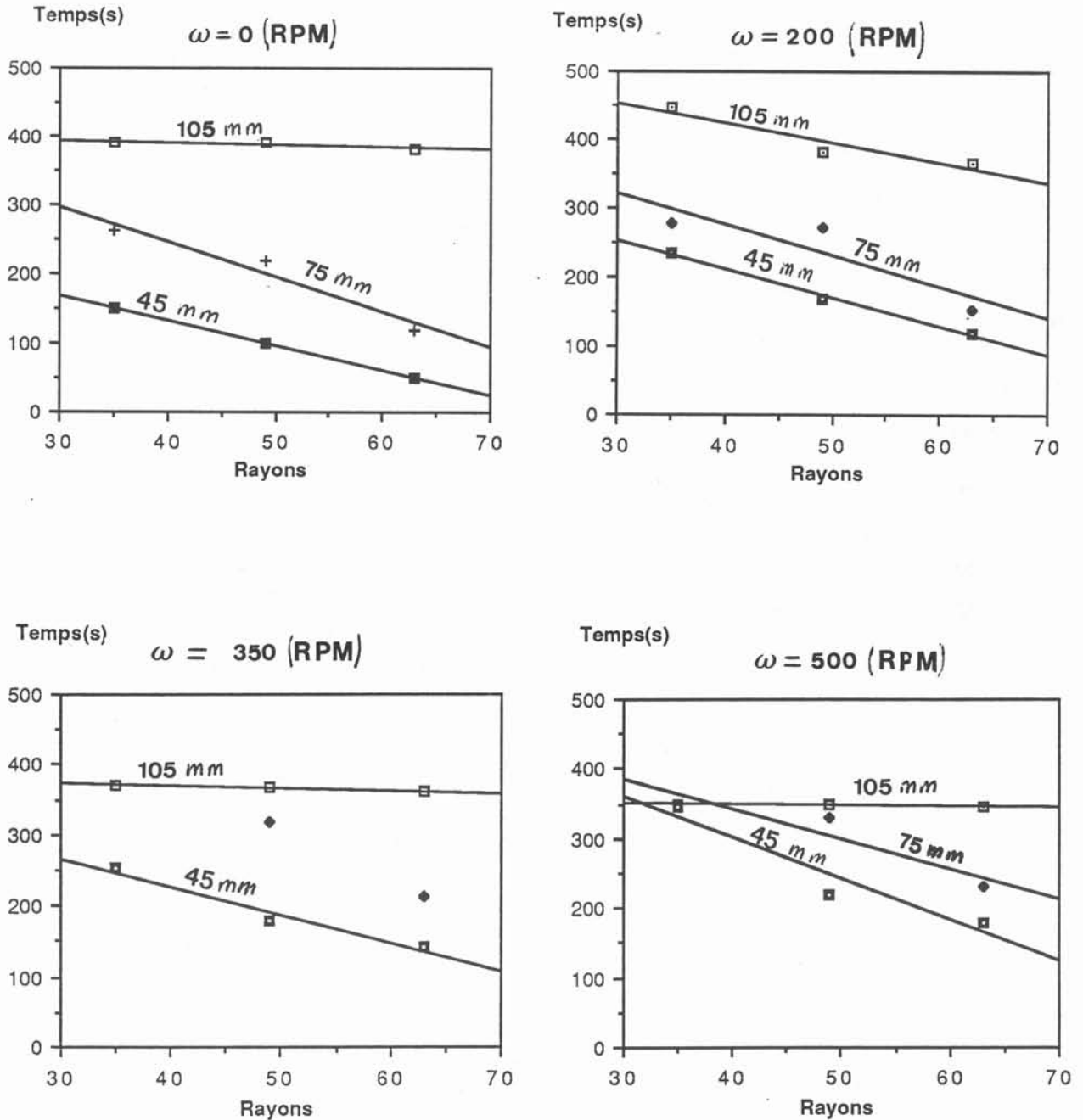


Fig. 5-16 : Durée du plateau en fonction du rayon et de la hauteur du lingot.  
Lingot refroidi par air comprimé, brassé à  $\omega = 0, 200, 350$  et  $500 \text{ RPM}$ .

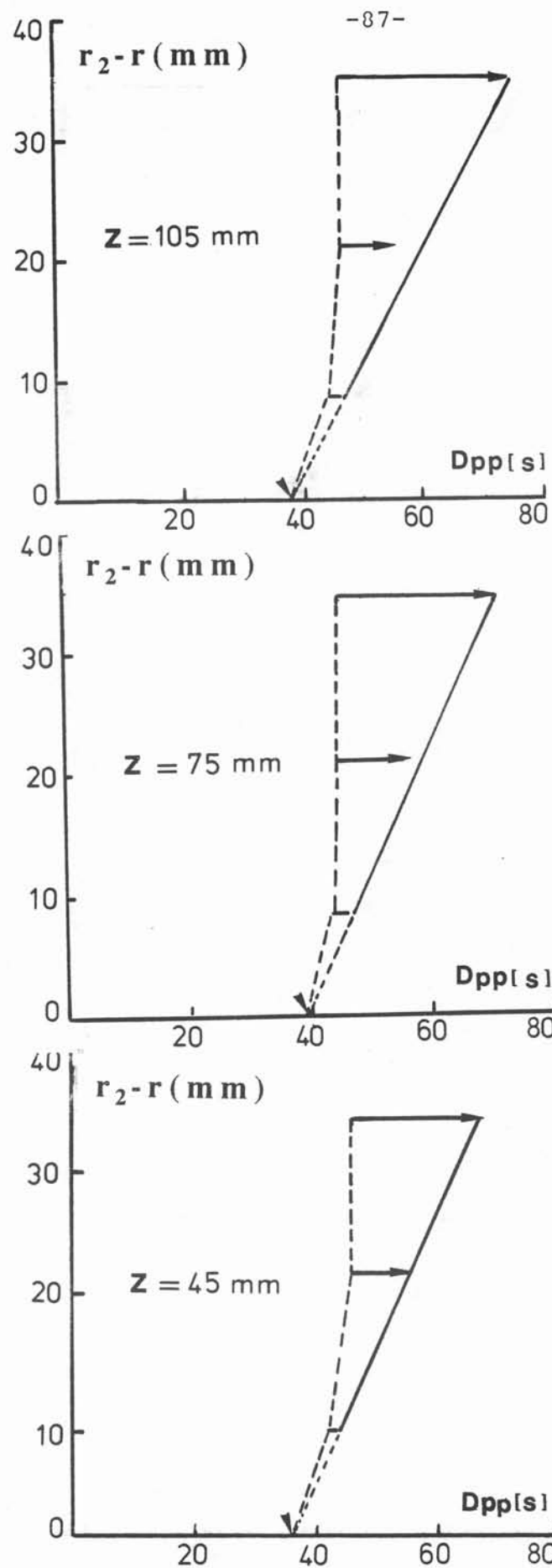


Fig. 5.17 : Début ( $U_{min}$ ) et fin ( $U_{pp}$ ) de solidification en fonction de la distance à la paroi, et de la hauteur dans le lingot. Lingot refroidi par eau, brassé à  $\omega = 200$  RPM

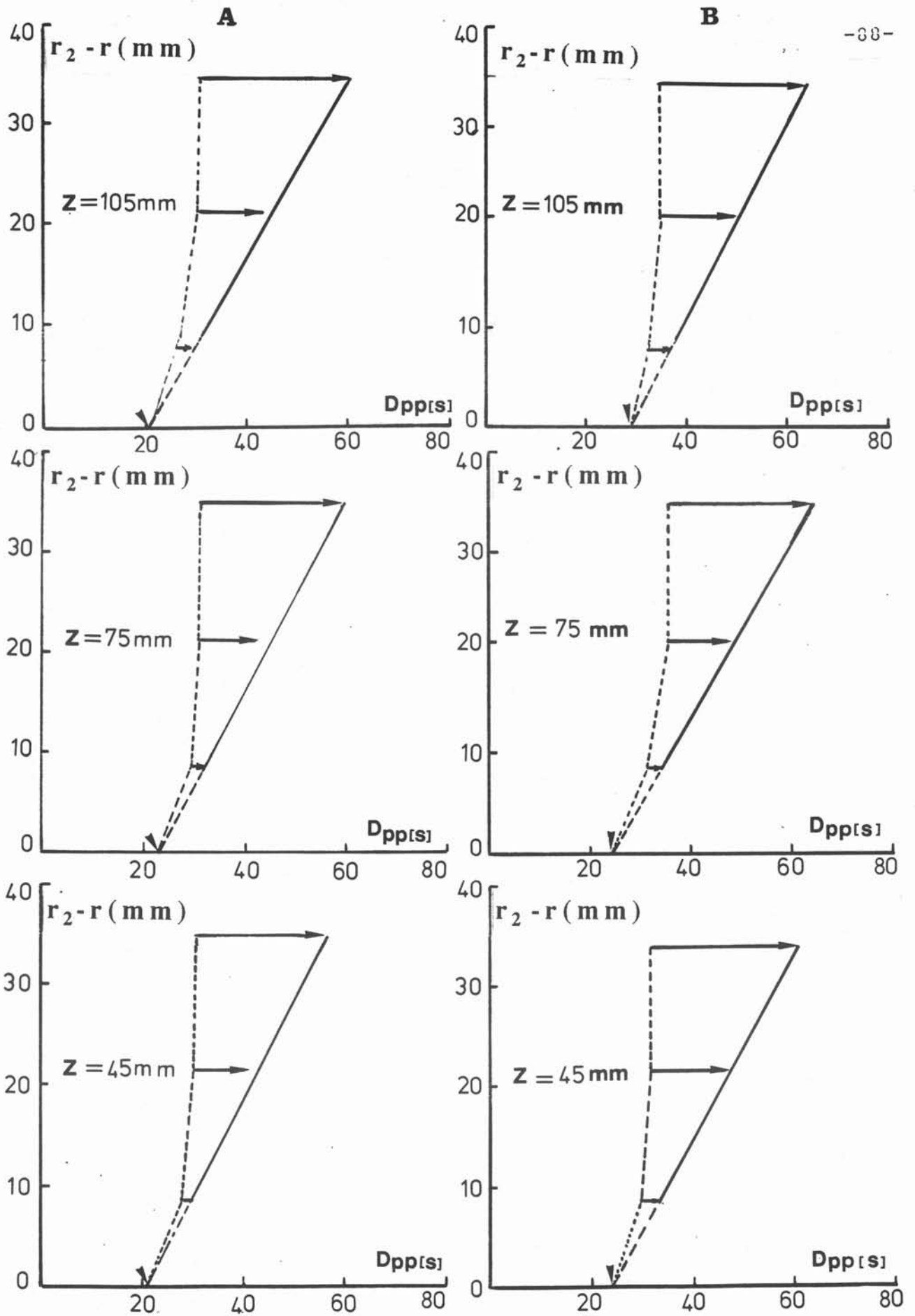


Fig.5.18 : Début ( $U_{min}$ ) et fin ( $U_{pp}$ ) de solidification en fonction de la distance à la paroi, et de la hauteur dans le lingot.  
Lingot refroidi par eau, brassé à  $\omega = 350$  et  $500$  RPM.



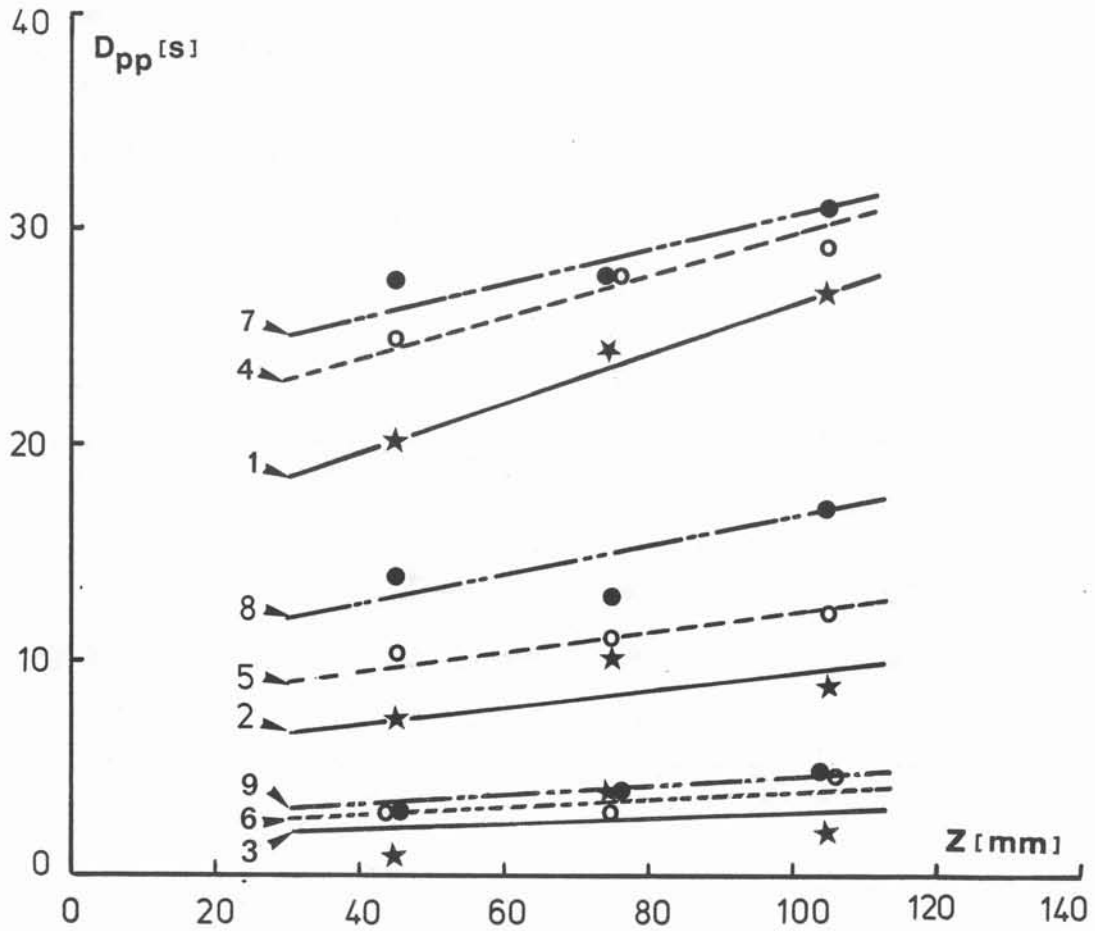


Fig. 5.19 : Influence du niveau ( $z$ ) sur la durée du plateau.  
Lingots refroidis par eau, brassés à  $\omega = 200$ ,  $350$  et  $500$  RPM.  
1 . 4 . 7  $r = 34$  mm ; 2 . 5 . 8  $r = 49$  mm ; 3 . 6 . 9  $r = 64$  mm.

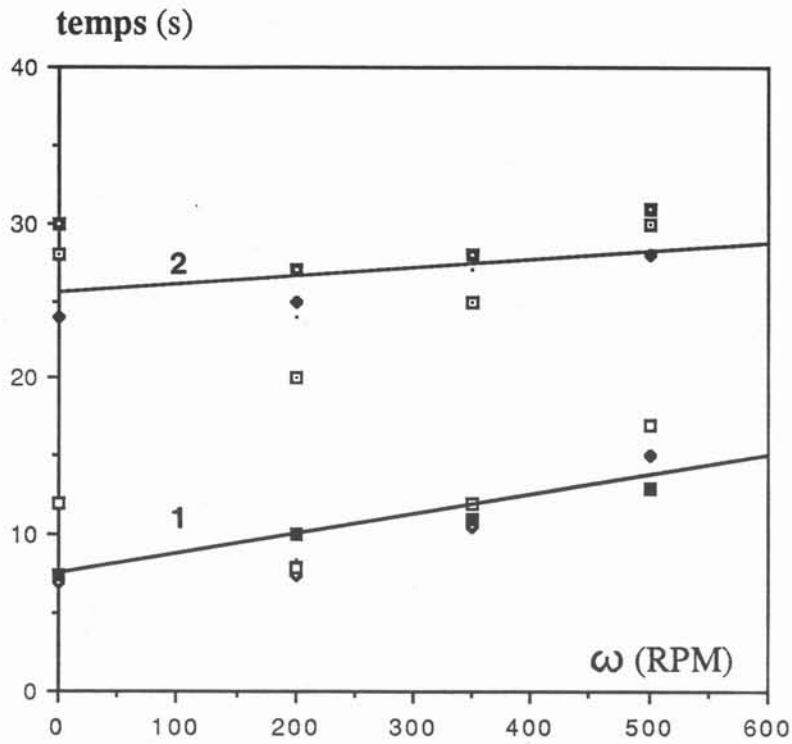


Fig. 5-20 : Durée du plateau en fonction du brassage .Lingots refroidis par eau.  
 1.  $z = 45, 75, 105$  mm. A même rayon  $r = 34$  mm.  
 2.  $z = 45, 75, 105$  mm. A même rayon  $r = 49$  mm.

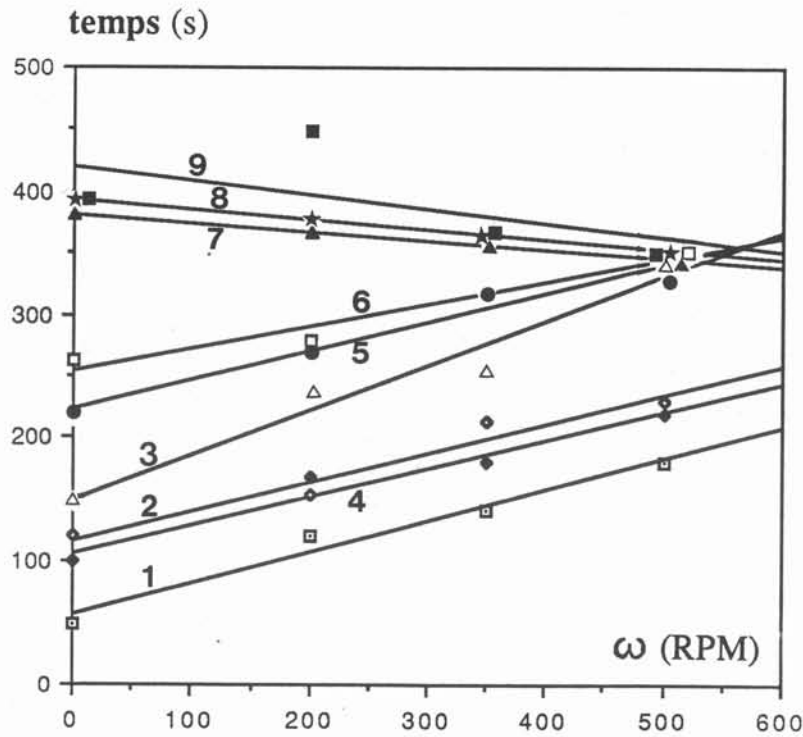


Fig. 5-21 : Durée du plateau en fonction du brassage .  
 Lingots refroidis par air comprimé  
 1. 2. 3  $z = 45$  mm. A rayon  $r = 34, 49, 64$  mm.  
 4. 5. 6  $z = 75$  mm. A rayon  $r = 34, 49, 64$  mm.  
 7. 8. 9  $z = 105$  mm. A rayon  $r = 34, 49, 64$  mm.

## 5.6. Le refroidissement du métal solide

La figure 5.22 présente le pseudo-plateau et le refroidissement du métal solide : les étapes BD et DE de la figure 5.1. La température de la fin du plateau  $T_{pp}$  est comprise entre  $1^{\circ}\text{C}$  et  $2,5^{\circ}\text{C}$  à  $T_{\text{max}}$ . Nous sommes donc loin de la température de solidus de l'alliage. Ceci signifie qu'à la fin du plateau, le métal n'est pas complètement solide mais se présente sous forme d'un squelette solide où circule le métal liquide. C'est le régime de percolation. A la fin de cette étape commence le refroidissement d'un bloc de métal solide.

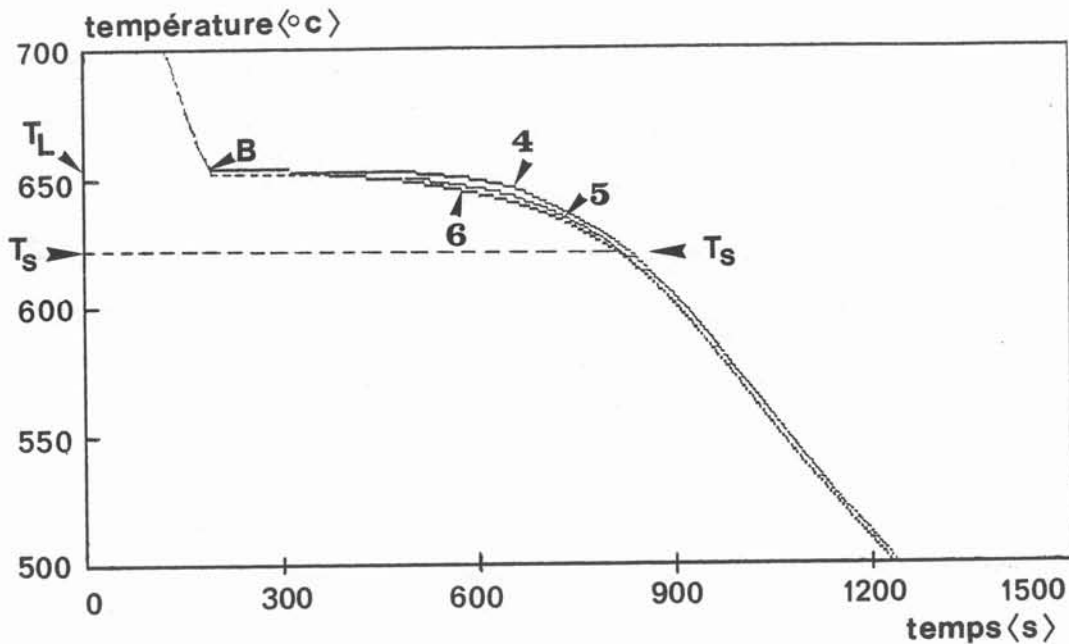


Fig.5.22 : Thermogramme dans un même plan horizontal ( $z=75\text{ mm}$ ) à  $r=34\text{ mm}$  (canal 4),  $r=49\text{ mm}$  (canal 5),  $r=64\text{ mm}$  (canal 6).  
Lingots refroidis par air comprimé, brassé à 200 RPM.  
 $T_L$  : température liquidus.  $T_s$  : Température solidus

## 5.7. Conclusion

Le brassage rotatif modifie les allures des courbes de refroidissement des alliages.

Lorsque le brassage augmente :

- le métal liquide est de plus en plus homogène et les courbes de refroidissement sont de moins en moins dispersées. La vitesse de refroidissement augmente.
- la durée de recalescence diminue.
- les durées du plateau sont de moins en moins dispersées.

L'allure et le domaine du pseudo-plateau varient beaucoup avec le brassage et avec la position du thermocouple dans le lingot.



## CHAPITRE 6



## chapitre 6

### ÉCOULEMENT EN BRASSAGE ROTATIF

#### 6.1. Introduction

Dans le chapitre 4, nous avons montré que le brassage influence la structure de solidification, ainsi que le régime thermique pendant le refroidissement du liquide. Or, la géométrie de notre dispositif est relativement simple. Nous avons examiné si certaines caractéristiques hydrodynamiques de notre brassage peuvent expliquer cette influence.

Les écoulements entre deux cylindres coaxiaux ont fait l'objet des travaux historiques de Couette (1890) et Taylor (1923). Ils dépendent de plusieurs paramètres : les rayons  $r_1$  et  $r_2$  des deux cylindres, leurs vitesses de rotation respectives  $\omega_1$  et  $\omega_2$  et leur sens, ainsi que la viscosité du fluide.

Lorsque seul le cylindre intérieur tourne, il est possible de définir un nombre adimensionnel caractéristique, le nombre de Taylor  $Ta$ , fonction de la vitesse linéaire  $V_1 = \frac{2.\pi . \omega_1}{60} . r_1$  du cylindre intérieur, de l'épaisseur  $d = r_1 - r_2$  de l'espace annulaire et de la viscosité du fluide:

$$Ta = \frac{V_1 d}{\nu} \left( \frac{d}{r_1} \right)^{1/2} \quad (6-1)$$

- Si  $Ta \leq 41,3$  écoulement laminaire ;
- Si  $41,3 \leq Ta \leq 400$  écoulement en vortex de Taylor
- Si  $Ta > 400$  écoulement turbulent.

En régime laminaire la vitesse peut être représentée par la formule ci-dessous :

$$V_\theta = \frac{r_1 \omega_1}{\left( \frac{r_2}{r_1} \right)^2 - 1} \cdot \left( \frac{r_2^2}{r_1 r} - \frac{r}{r_1} \right) \quad (6-2)$$

$$V_r = 0 \quad V_z = 0$$

En régime turbulent, l'étude est plus difficile. Normalement les trois composants  $V_r$ ,  $V_\theta$ ,  $V_z$  interviennent.

Un des paramètres importants de l'écoulement turbulent est la vitesse de frottement ( $V_{fr}$ ). Elle est définie à partir de la contrainte de cisaillement  $\tau$  s'exerçant tangentiellement à chaque couche cylindrique circulaire :



$$V_{fr} = \left( \frac{\tau}{\rho} \right)^{\frac{1}{2}} \quad (6-3)$$

Dorfman admet la conservation du moment des forces de frottement:

$$V_{fr} \cdot r = V_{fr1} \cdot r_1 = V_{fr2} \cdot r_2 \quad (6-4)$$

Dorfman a établi une loi pour décrire la distribution de  $V_\theta$  en régime turbulent. Elle est de la forme :

$$\frac{V_\theta}{r} \cdot \frac{r_1}{V_1} = A - B \cdot G(r) \quad (\text{éq 6-5})$$

Avec :

$A = \text{constante}$

$$B = - \frac{1}{K} \cdot \frac{V_{fr1}}{V_1}$$

$$G(r) = \left( 1 - \frac{r_1}{r_2} \right) \cdot \frac{r_1}{r} + \ln \left( 1 - \frac{r_1}{r} \right) + \left( \frac{r_1}{r_2} \right)^2 \cdot \left[ \ln \left( \frac{r}{r_1} \right) + \ln \left( \frac{r_2 - r_1}{r_2 - r} \right) \right]$$

$$V_1 = \frac{2 \cdot \Pi \cdot \omega_1}{60} \cdot r_1$$

Pour les transferts de chaleur, Dorfman considère seulement les fluides à nombre de Prandtl (Pr) plus grand que 1. Il adapte seulement la loi établie pour les transferts avec un plan :

$$Nu = \frac{h \cdot r}{k_{th}} = Pr \cdot Re \cdot \frac{\left( \frac{V_{fr1}}{V_1} \right)^2}{1 + \left( \frac{V_{fr1}}{V_1} \right) \left[ 5 (Pr - 1) + 5 \ln \left( \frac{5Pr + 1}{6} \right) \right]} \quad (\text{éq 6-6})$$

$$\text{avec} \quad Pr = \frac{\nu}{D_{th}} \quad \text{et} \quad Re = \frac{r_1 \cdot V_1}{\nu}$$

Nous travaillons sur des métaux liquides, le nombre de Prandtl est plus petit que 1. Pour l'aluminium liquide pur,  $Pr = 3E-02$  (Bird, Stewart, Lightfoot). Dans ce cas la sous-couche diffusive thermique devient plus épaisse que la sous-couche visqueuse. Les épaisseurs respectives  $\delta_T$  et  $\delta_0$  sont dans le rapport de la diffusivité thermique  $D_{th}$  et de la viscosité  $\nu$ . Les corrélations telles que l'équation (6.6) doivent être réexaminées en conséquence.

C'est pourquoi nous avons effectué des observations et des mesures sur notre système de brassage appliqué à de l'eau. En effet la viscosité de l'aluminium liquide ( $\nu = 1,22 \cdot 10^{-6} \text{ m}^2/\text{s}$ ,  $T_F = 660^\circ\text{C}$ ) est voisine de celle de l'eau à la température

ambiante. Si la similitude de Taylor (6.1) s'applique, les résultats des observations sur l'eau peuvent être transportés à l'aluminium liquide.

## 6.2. Dispositif expérimental et méthode de mesure

Nous avons utilisé la méthode des particules en suspension et de la tranche lumineuse pour visualiser l'écoulement. Le dispositif expérimental est présenté sur la figure 6.1.

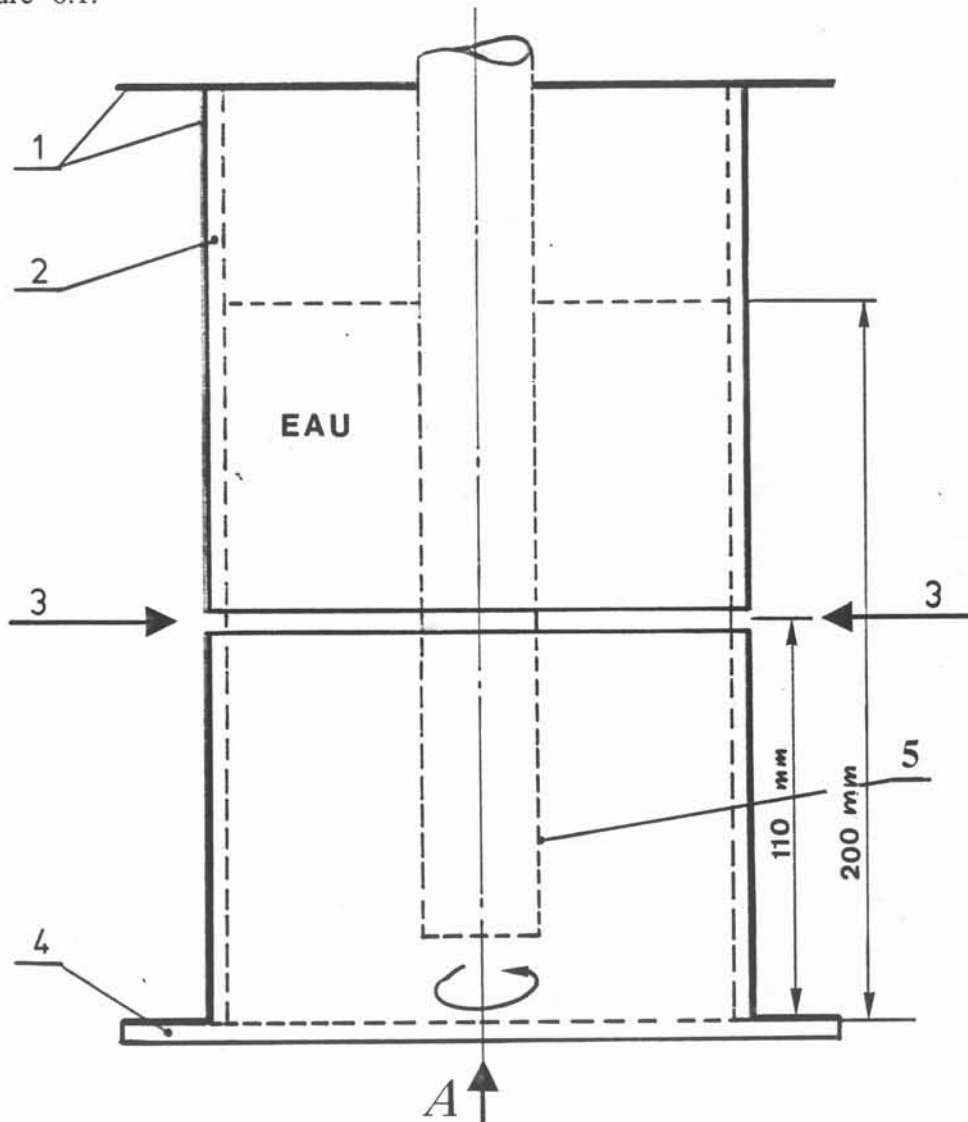


Figure 6.1: Technique de la tranche lumineuse appliquée à l'écoulement entre deux cylindres coaxiaux. 1. Papier noir 2. Creuset en transparent, diamètre 140 mm 3. Lumière par les projecteurs 4. Support en transparent 5. Agitateur, diamètre 32mm.

Les manipulations sont réalisées avec de l'eau, contenue dans un creuset transparent, diamètre 140 mm. Un agitateur central est en rotation (avec un diamètre 32 mm et quatre ailettes de largeur 5 mm). Des particules de polystyrène sont dans l'eau pour visualiser l'écoulement.

Une tranche lumineuse épaisse d'environ 3 à 4 mm est formée à 110 mm de hauteur. La lumière est fournie par quatre projecteurs, les photos sont réalisées dans la direction A. Les mesures sont effectuées aux vitesses suivantes : 50, 100, 150, 300 et 350 RPM.

Il faut évoquer tout de suite la limitation de cette technique. Pour les vitesses choisies l'écoulement n'est pas plan. La vitesse a trois composantes  $V_r$ ,  $V_\theta$ ,  $V_z$ . Or, nos observations reviennent à faire une section dans le plan ( $r, \theta, z = 110$  mm). Elles donnent des informations seulement sur  $V_r$  et  $V_\theta$ .

Lorsqu'on fait le brassage, il y a un nombre important de particules en mouvement dans le creuset. Mais seules celles qui sont dans la tranche lumineuse sont visibles. On observe uniquement la trace AB de celles qui ont traversé la tranche lumineuse.

Le temps de déplacement correspondant au trait AB (Fig. 6.2) dans le creuset est égal au temps de pause ( $\Delta t$ ) que nous avons choisi sur l'appareil de photo. Donc les composantes de la trace AB permettent de calculer  $V_r$  et  $V_\theta$ .

$$V_\theta = \frac{AC}{\Delta t} \quad V_r = \frac{AD}{\Delta t} \quad (6.7)$$

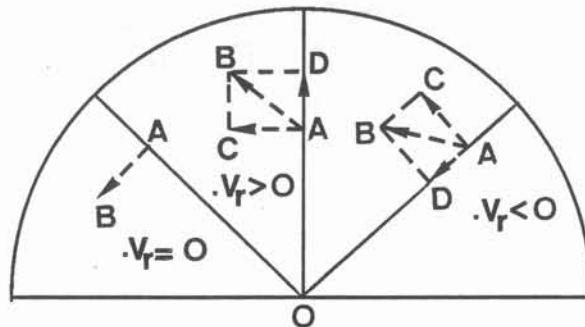


Figure 6.2 : Principe de la mesure de  $V_r$  et  $V_\theta$

Sur nos observations  $V_\theta$  est toujours positif.  $V_r$  peut être positif, négatif ou nul.

Cependant si le temps de pause  $\Delta t$  est trop long, les particules observées ont pu sortir de la tranche lumineuse. Alors les mesures sont tronquées. Les valeurs les plus élevées ne sont pas mesurées. Dans notre cas, l'épaisseur de tranche était de 4 mm, les temps de pause sont de 1/15 s, 1/30 s et 1/60 s. Les résultats obtenus laissent penser que la coupure ci-dessus n'a pas eu lieu.

Les figures 6.3 représentent les photographies de la tranche pour les différentes vitesses de brassage  $\omega = 50, 100, 150, 200, 300$  et  $350$  RPM. Les mesures n'ont pas été réalisées sur ces images, car les traits qui apparaissent sont trop courts. Elles sont obtenues en projetant directement le négatif sur un écran. Ainsi l'image est agrandie d'un facteur 3.928.

La surface entre l'agitateur et le cylindre extérieur est divisée en dix couronnes de 5.4 mm de largeur. Les mesures sont réalisées sur pratiquement tous les traits de chaque image. Dans chaque couronne nous avons mesuré  $V_\theta$  et  $V_r$  pour environ 20 à 50 traits.

Les valeurs mesurées ont été relevées dans un tableau auxiliaire qui a servi à construire le tableau 6.1. Seule la figure 6.3e n'a pas fait l'objet de mesures parce que l'éclairage n'est pas assez uniforme.

La présente étude porte sur le transfert de chaleur entre le métal et le moule en brassage rotatif. Dans notre cas il est vraisemblable que la distribution de température admet l'axe de rotation comme l'axe de symétrie. Si l'écoulement suivait le modèle de Taylor - Couette laminaire à simple vortex ( $V_r = 0, V_z = 0$ ) la chaleur se propagerait seulement par diffusion.

Nos observations sur l'eau montrent que l'écoulement est instationnaire et dans les trois dimensions ( $V_r, V_\theta, V_z$ ). En particulier nos mesures sur  $V_r$  permettent de représenter l'écoulement comme un écoulement moyen permanent, auquel des fluctuations petites se superposent. C'est la présentation classique (Bird, Stewart, Lightfoot) :

$$V_r = \bar{V}_r + V'_r \quad \text{avec valeur moyenne de } V'_r = 0 \quad (6.8)$$

$$V_\theta = \bar{V}_\theta + V'_\theta \quad \text{avec valeur moyenne de } V'_\theta = 0$$

$$V_z: \quad \text{non mesuré.}$$

Nous nous intéressons particulièrement à  $V_r$ , puisque l'existence de cette composante contribue par un flux convectif à l'écoulement radial de chaleur. Pour donner une présentation sans dimensions, nous avons adopté des références:

- pour les rayons, le rayon de l'agitateur  $r_1$  ;
- pour les vitesses, la vitesse circonférentielle de l'agitateur:

$$V_1 = \frac{2\pi r_1 \omega_1}{60} \quad (6.9)$$

Le tableau 1 donne les valeurs  $\bar{V}_\theta$  et  $\bar{V}_r$ , valeurs moyennes des vitesses mesurées dans chaque couronne d'image de 5,4 mm d'épaisseur, soit 20 à 50 mesures.

### 6.3. Composante orthoradiale $V_\theta$

La figure 6.4 présente les vitesses moyennes  $\bar{V}_\theta$  en fonction du rayon et de la vitesse de brassage  $\omega$ .

La vitesse  $\bar{V}_\theta$  décroît en fonction du rayon  $r$  de l'intérieur à l'extérieur. Elle est toujours nulle contre la paroi extérieure ( $r = r_2$ ). Lorsque le brassage augmente,  $\omega$  et  $V_1$  augmentent, la vitesse  $\bar{V}_\theta$  augmente.

La figure 6.5 montre les mêmes résultats sous forme adimensionnelle. Cette figure indique qu'aux différentes vitesses angulaires  $\omega_i$ , toutes les mesures se regroupent approximativement sur une seule courbe. C'est-à-dire qu'à partir de  $\omega = 50$  RPM et au-dessus, la composante  $\bar{V}_\theta/V_1$  suit une loi unique indépendante de  $\omega$ .

### 6.4. Composante radiale $V_r$

Nous avons examiné pour chaque couronne la distribution des valeurs  $V_r$  brutes de mesure, en particulier l'influence du numéro d'ordre, c'est-à-dire pratiquement de l'angle  $\theta$ . Comme la figure 6.6 le montre, il n'y a pas de relation simple avec  $\theta$ , ou du moins, si elle existe, son échelle caractéristique est très petite. Donc nous supposons que les valeurs de  $V_r$  peuvent être considérées comme comportant des valeurs moyennes et des fluctuations (équation 6.8).

#### 6.4.1. Valeur moyenne $\bar{V}_r$

La figure 6.7 présente les profils de vitesse  $\bar{V}_r$  en fonction de  $r/r_1$  sous la forme adimensionnelle. Le commentaire est le suivant :

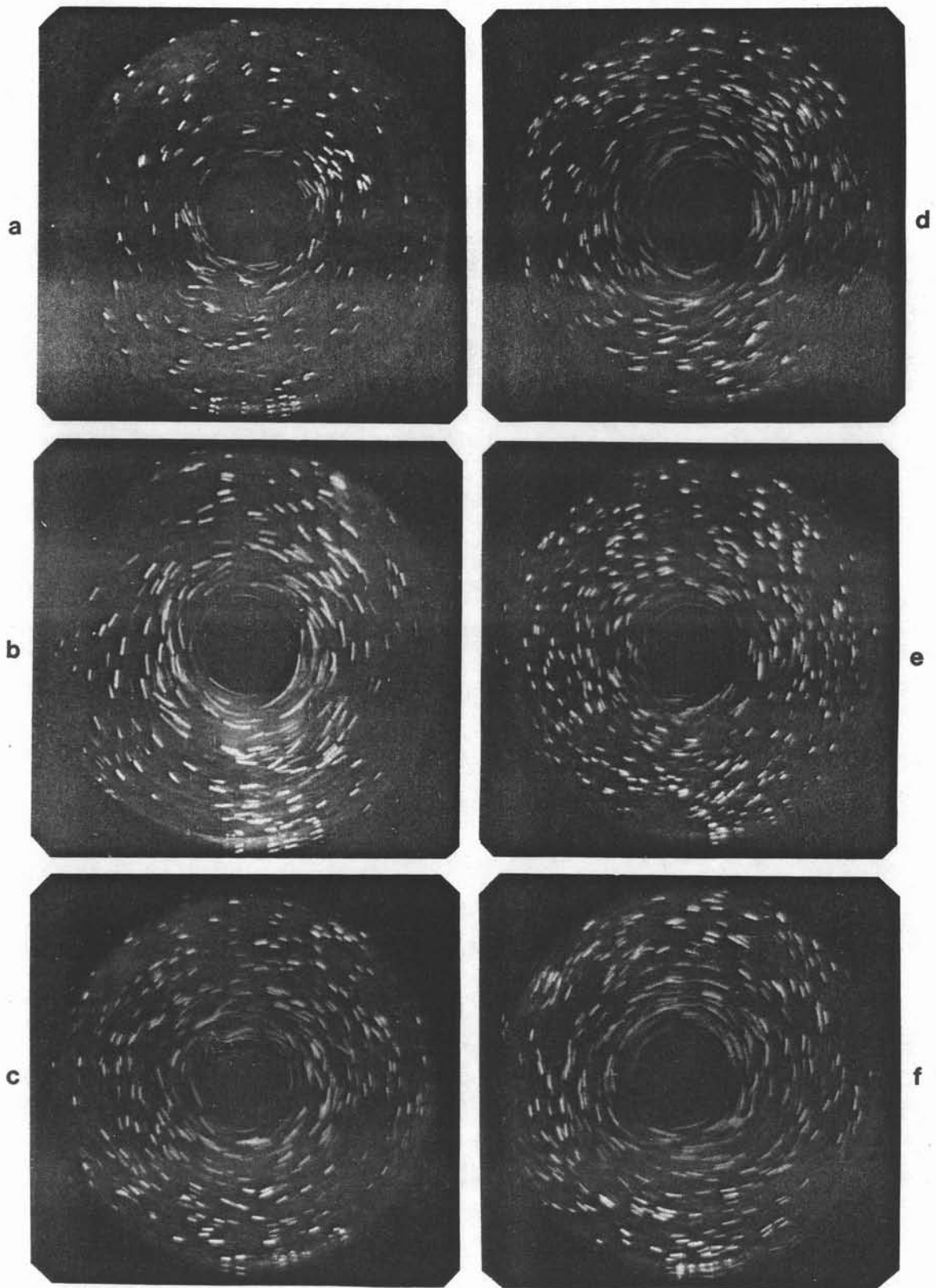


Figure 6.3 : Photographies de la tranche en conditions de brassage

a.  $\omega = 50\text{RPM}$ ,  $\Delta t = \frac{1}{15}\text{s}$  ; b.  $\omega = 100\text{RPM}$ ,  $\Delta t = \frac{1}{30}\text{s}$  ; c.  $\omega = 150\text{RPM}$ ,  $\Delta t = \frac{1}{30}\text{s}$

d.  $\omega = 200\text{RPM}$ ,  $\Delta t = \frac{1}{60}\text{s}$  ; e.  $\omega = 300\text{RPM}$ ,  $\Delta t = \frac{1}{60}\text{s}$  ; f.  $\omega = 350\text{RPM}$ ,  $\Delta t = \frac{1}{60}\text{s}$



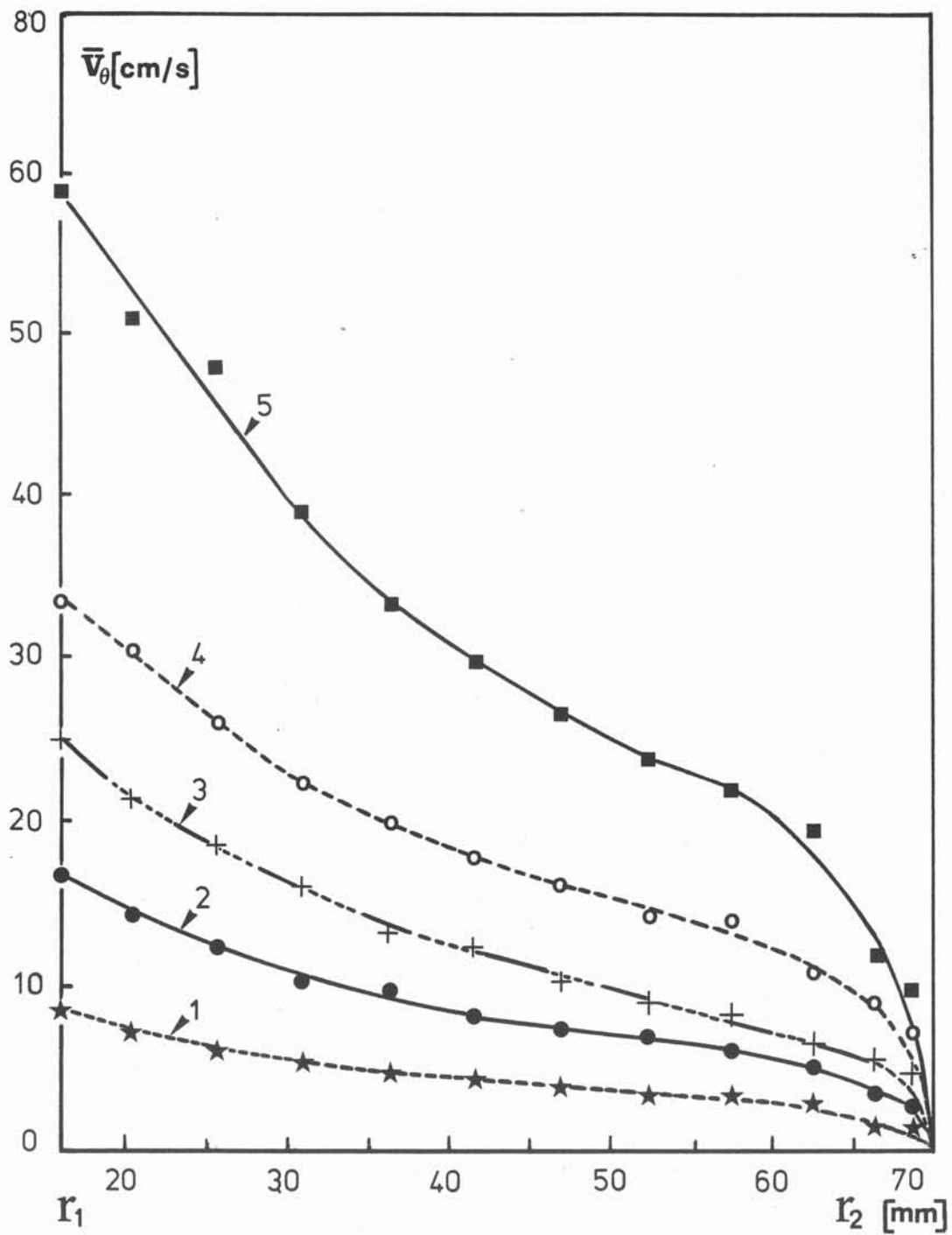


Figure 6.4 : Profil de la composante  $\bar{V}_\theta$  en fonction du rayon  $r$  de l'écoulement entre les deux cylindres pour différentes vitesses de rotation :  
 $\omega = 50$  RPM (courbe 1) ; 100 RPM (courbe 2) ; 150 RPM (courbe 3) ;  
 200 RPM (courbe 4) ; 350 RPM (courbe 5)



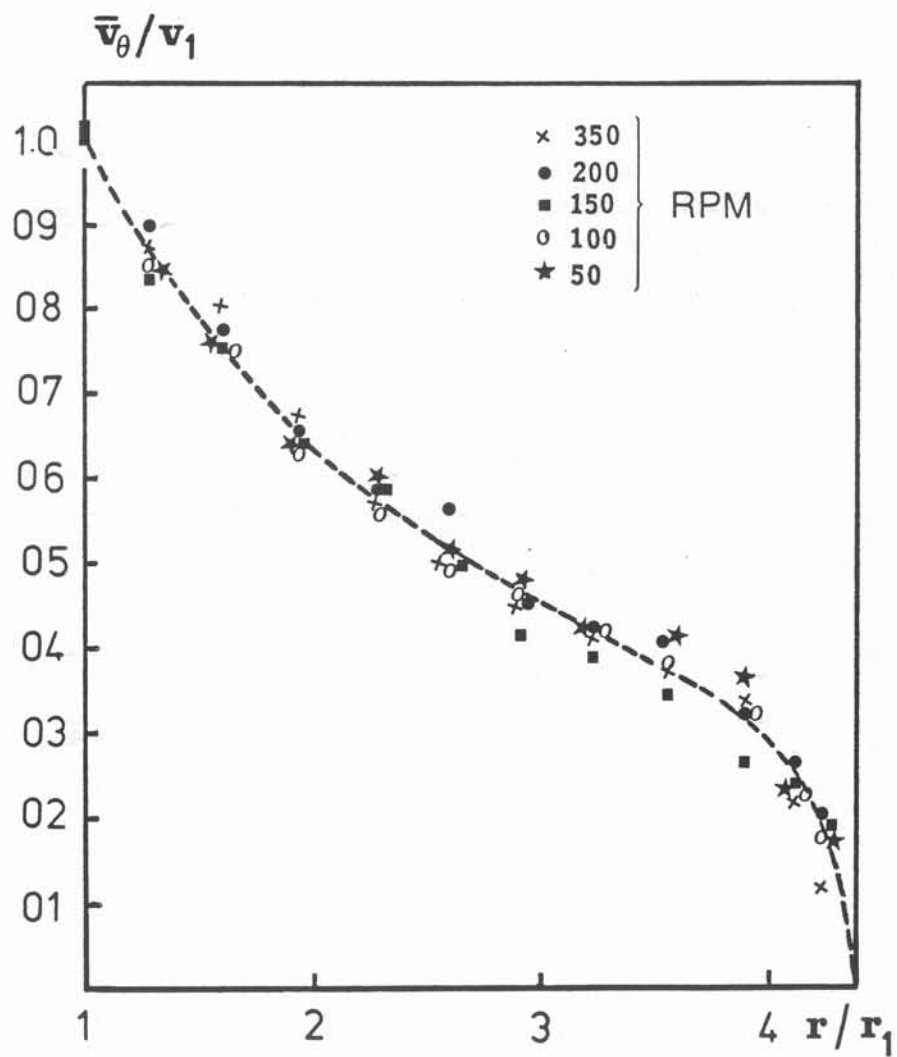


Figure 6.5 : Profil de la composante orthoradiale de la vitesse  $\frac{\bar{v}_\theta}{v_1} = f\left(\frac{r}{r_1}\right)$

- On rappelle d'abord que pour un écoulement Couette-Taylor simple  $V_r = 0$ . Ici  $|\bar{V}_r|$  reste petit puisque la plus grande valeur mesurée donne  $|\bar{V}_r|/V_1 = 0.170$ . Donc dans la tranche observée la valeur moyenne de la composante radiale est faible quel que soit  $\omega$ .
- Cependant la répartition des points suivant le rayon n'est pas quelconque. L'interprétation peut être qu'il y a un écoulement structuré dans les trois dimensions, dont nous observons seulement la tranche  $z = 110$  mm.
- Revenant sur la valeur maximale observée, nous constatons qu'elle augmente lorsque  $\omega$  augmente.

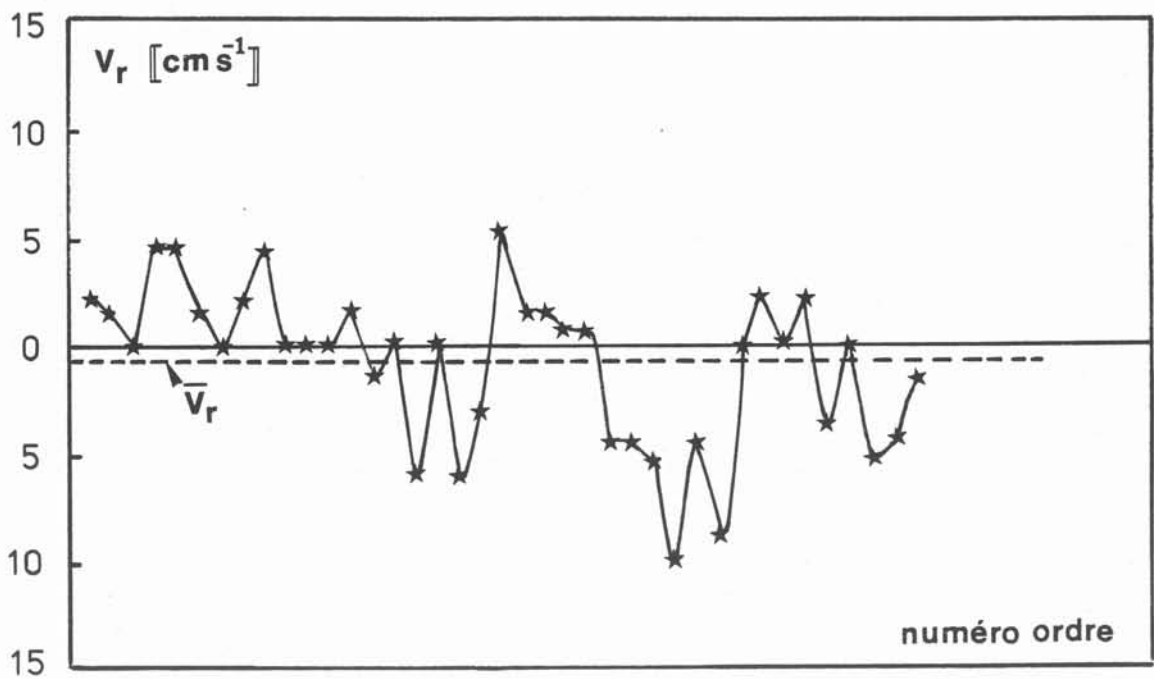


Figure 6.6 : Vitesse  $V_r$  en fonction du numéro d'ordre  
à  $\omega = 200$  RPM,  $V_1 = 58.7$  cm/s, couronne  $r = 153$  à  $174$  mm

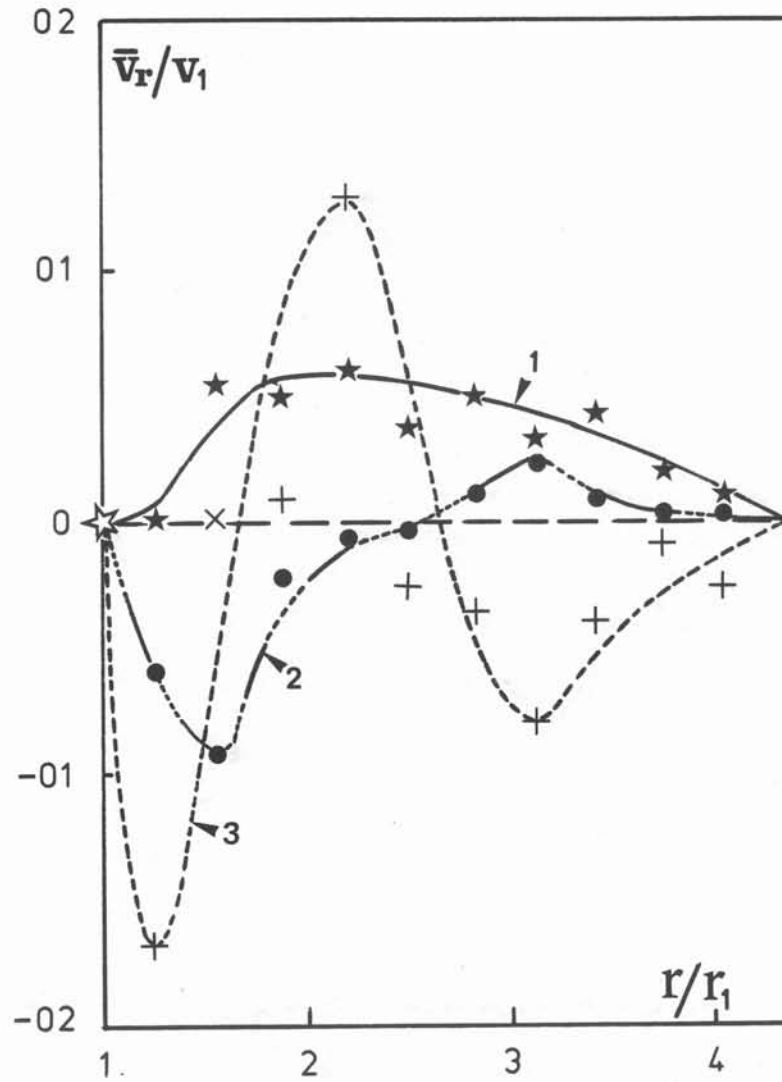


Figure 6.7 : Profil de vitesse moyenne  $\bar{V}_r$  en fonction du rayon  $r$   
1)  $\omega = 50$  RPM , 2)  $\omega = 150$  RPM , 3)  $\omega = 200$  RPM

#### 6.4.2. Fluctuations de la vitesse radiale ( $V'_r$ )

Le module de  $V'_r$  est calculé comme l'écart quadratique moyen à  $\bar{V}_r$  :

$$V'_r = \left( \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n |V_{r_i} - \bar{V}_r|^2 \right)^{\frac{1}{2}}$$

La figure 6.8 présente les valeurs  $V'_r$  en fonction de  $r/r_1$ . Elle montre une variation beaucoup plus simple que celle de  $\bar{V}_r$ , car elle est monotone. La fluctuation ( $V'_r$ ) s'annule à la paroi du creuset, ce qui est imposé à  $\bar{V}_r$  elle-même. D'autre part  $V'_r$  s'amortit quand on s'approche de la paroi.

Les courbes indiquent que le module des fluctuations augmente lorsque la vitesse rotative augmente de  $\omega = 50$  RPM à 200 RPM.

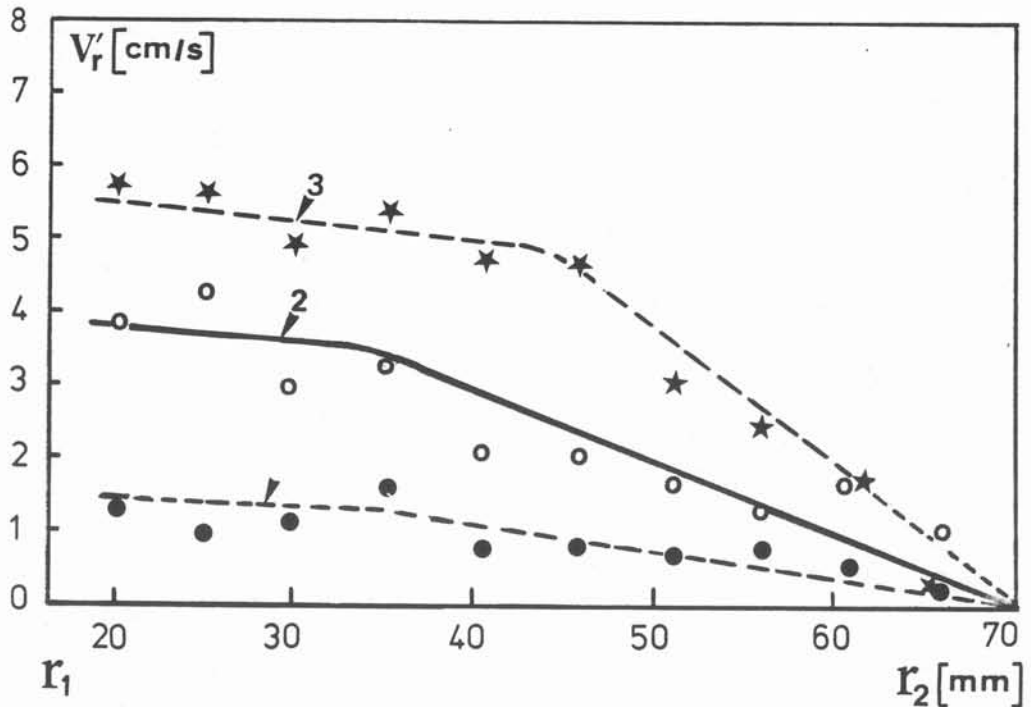


Figure 6.8 : Fluctuation de  $V'_r$  en fonction du rayon  
 1.  $\omega = 50$  RPM 2.  $\omega = 150$  RPM 3.  $\omega = 200$  RPM

### 6.5. Exploitation des mesures de $V_\theta$ et estimation de la vitesse de frottement

Le fait remarquable de nos mesures est que  $\bar{V}_\theta/V_1$  est indépendant de  $\omega$ . Nous comparons ces mesures avec la loi proposée par Dorfman (éq. 6.5). Pour cela nous formons la variable

$$Y = \frac{V_\theta}{V_1} \cdot \frac{r_1}{r} \quad (6.10)$$

Si la loi de Dorfman s'applique, on doit avoir

$$Y = A - B \cdot G(r) \quad (6.11)$$

Avec :  $A = \text{constante}$

$$B = -\frac{1}{K} \cdot \frac{V_{fr1}}{V_1} \quad K = 0,40 \text{ constante de Karman} \quad (6.12)$$

$$G(r) = \left(1 - \frac{r_1}{r_2}\right) \cdot \frac{r_1}{r} + \ln \left(1 - \frac{r_1}{r}\right) + \left(\frac{r_1}{r_2}\right)^2 \cdot \left[ \ln \left(\frac{r}{r_1}\right) + \ln \left(\frac{r_2 - r_1}{r_2 - r}\right) \right] \quad (6.13)$$

La figure 6.9 présente la relation entre  $Y$  et  $G(r)$ . Tous les points du tableau (6.1) sont reportés sur une même figure, qui montre que :

- Tous les points se disposent sur une seule courbe, indépendante de  $\omega$ . En effet, cette courbe est la transformée de la courbe de la figure 6.5.
- Cette courbe est pratiquement une droite. Toutefois on peut distinguer un changement de pente.

$$\text{pour } r < 25,7 \text{ mm} \quad B \cong 0,40$$

$$\text{pour } r > 25,7 \text{ mm} \quad B \cong 0,74$$

La partie  $r < 25,7$  mm présente seulement deux valeurs  $G(r)$ . Toutes les autres valeurs sont réparties dans le domaine  $r > 25,7$  mm.

- Puisque la courbe est unique, il vient le résultat simple que la vitesse de frottement est proportionnelle à  $V_1$ .
- Sa valeur est donnée par la formule suivante:

$$V_{fr1} = B_{exp} \cdot K \cdot V_1 \quad (6.14)$$

$$\text{pour } r < 25,7 \text{ mm} \quad B_{exp} \cong 0,40$$

$$\text{pour } r > 25,7 \text{ mm} \quad B_{exp} \cong 0,74$$

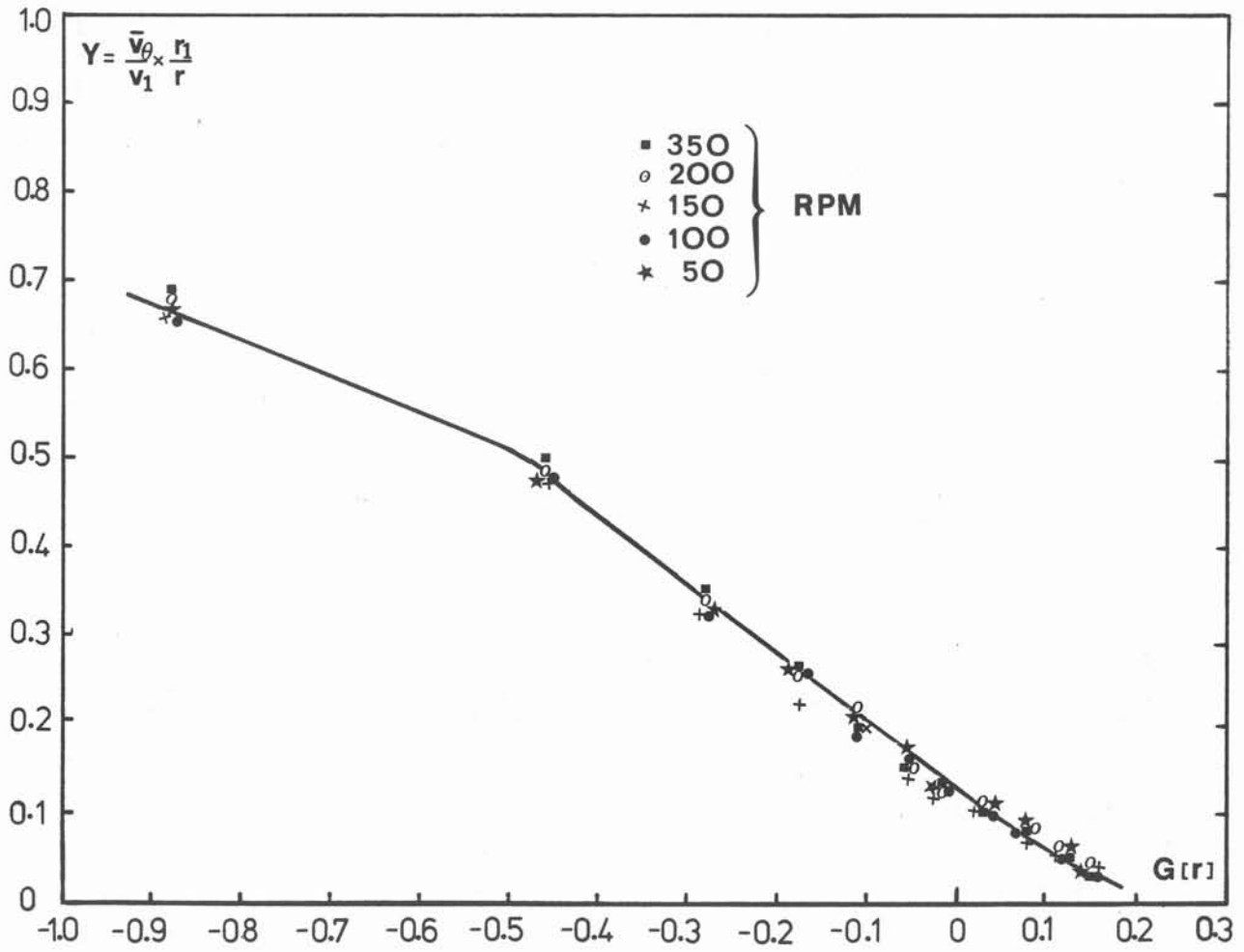


Figure 6.9 : Distribution de la composante orthoradiale  $V_\theta$  représentée suivant les coordonnées de Dorfman  $Y$  et  $G(r)$ .

## 6.6. Discussion

### 6.6.1. La composante orthoradiale $V_\theta$

Dans notre cas, à partir de  $\omega = 50$  RPM ( $V_1 = 8.3$  cm/s), le nombre de Taylor Ta vaut 823, c'est-à-dire qu'il est 20 fois plus grand que la limite du régime laminaire. Donc l'écoulement est toujours en régime turbulent. Les profils de vitesse présentés sur les figures 6.4 et 6.5 correspondent au régime turbulent de l'écoulement entre deux cylindres.

Nous constatons une courbe unique indépendante de la vitesse de brassage  $\omega$  (Fig. 6.5). Nous lui avons appliqué la formule de Dorfman, qui transforme le profil en une droite comme prévoit la théorie. Mais le modèle de Dorfman considère l'écoulement comme purement orthoradial ( $V_z = 0$  et  $V_r = 0$ ). Or, dans la réalité l'écoulement est tridimensionnel ( $V_z, V_r$  non nulles). C'est pourquoi la figure (6.6) doit être considérée comme une condition nécessaire, mais non comme une preuve de la validité de la loi. Nous nous servons de la relation 6.13 pour calculer une estimation de la vitesse de frottement à la paroi  $r = r_2$ .

### 6.6.2. Composante $V_r$

La vitesse radiale n'est pas nulle. Le rapport  $\bar{V}_r / V_1$  vaut entre 17% et 0,13% ( $\omega = 200$  RPM) ; 9,4% et 0,07% ( $\omega = 150$  RPM) ; 5,5% et zéro pour cent ( $\omega = 50$  RPM). Donc nous constatons que les vitesses moyennes radiales restent faibles par rapport aux vitesses orthoradiales.

La composante de vitesse radiale comporte une fluctuation  $V'_r$ . Celle-ci augmente en fonction du brassage. Son module reste faible. Il ne dépasse pas 10 à 12 pour cent de  $V_1$ , ce qui est conforme à l'estimation habituelle (Bird, Stewart, Lightfoot). Mais ces fluctuations sont importantes dans le transport de chaleur. Il faudra ajouter un flux de chaleur par convection au flux de chaleur total radial (tableau 6.1).

### 6.6.3. Discussion des fluctuations de vitesse

Comme nous l'avons remarqué au paragraphe 6.4.2, la fluctuation s'amortit quand on s'approche de la paroi. Les courbes 1 ( $\omega = 50$  RPM), 2 ( $\omega = 150$  RPM), 3 ( $\omega = 200$  RPM) présentent une partie pratiquement linéaire de  $V'_r$  en fonction du rayon  $r$ .

A partir de rayon  $r = 46,5 \text{ mm}$  ( $\omega = 200 \text{ RPM}$ ), à  $r = 36,1 \text{ mm}$  ( $\omega = 150 \text{ RPM}$ ) et  $\omega = 50 \text{ RPM}$  à  $r = 30,9 \text{ mm}$  les courbes présentent un plateau. Or ceci est une caractéristique de la zone logarithmique de l'écoulement turbulent (Bird, Stewart, Lightfoot).

La forme de la courbe: d'après la théorie de Prandtl, la courbe doit présenter une partie linéaire au voisinage de la paroi fixe, ce que nos mesures constatent. Par ailleurs, les autres valeurs sont pratiquement constantes, ce qui correspond à une caractéristique logarithmique en écoulement.

#### 6.6.4. Calcul de la diffusivité thermique turbulente ( $D_{th.turb}$ )

En régime turbulent établi, le flux de chaleur d'un écoulement turbulent peut s'écrire sous la forme suivante :

$$\Phi_{qj} = - \underbrace{\rho C_p D_{th}}_M \frac{\partial \bar{T}}{\partial x_j} - \underbrace{\rho C_p (\overline{T'V'_j})}_N \quad (6-15)$$

• Le terme M est écrit d'après la loi de Fourier. Il représente le flux moyen de chaleur. Ce terme donne la définition de la diffusivité thermique moléculaire  $D_{th}$ . Nous supposons que  $D_{th}$  est isotrope. Les composantes du flux de chaleur moléculaire peuvent s'écrire :

$$\Phi_{qr} = - \rho C_p D_{th} \left( \frac{\partial \bar{T}}{\partial r} \right) \quad (6-16)$$

$$\Phi_{q\theta} = - \rho C_p D_{th} \left( \frac{\partial \bar{T}}{\partial \theta} \right) \quad (6-17)$$

$$\Phi_{qz} = - \rho C_p D_{th} \left( \frac{\partial \bar{T}}{\partial z} \right) \quad (6-18)$$

Donc :

- le flux chaleur  $\Phi_{q\theta}$  est en première approximation, nul .
- le flux chaleur  $\Phi_{qz}$  est négligeable parce qu'on a mis une couche isolante en haut et en bas du creuset de la manipulation.

C'est pourquoi il reste le flux chaleur radiale  $\Phi_{qr}$  (6.16).



• Le terme N est écrit d'après la loi de Boussinesq (1877). Il donne une définition de la diffusivité thermique turbulente :

$$- \rho C_p (\overline{T'V'_j}) = - \rho C_p D_{th,turb} \frac{\partial \bar{T}}{\partial r_j}$$

Avec nos hypothèses  $D_{th,turb}$  est isotrope, les composantes du flux de chaleurs turbulentes peuvent s'écrire :

$$- \rho C_p (\overline{T'V'_r}) = - \rho C_p D_{th,turb} \frac{\partial \bar{T}}{\partial r} \quad (6.19)$$

$$- \rho C_p (\overline{T'V'_\theta}) = - \rho C_p D_{th,turb} \frac{\partial \bar{T}}{\partial \theta} \quad (6.20)$$

$$- \rho C_p (\overline{T'V'_z}) = - \rho C_p D_{th,turb} \frac{\partial \bar{T}}{\partial z} \quad (6.21)$$

Nous supposons que (6.20) est négligeable, parce que le transfert de chaleur se fait le long d'une isotherme. Le flux de chaleur turbulent vertical (6.21) est aussi négligeable, à cause de couches d'isolant en bas et en haut du creuset. Enfin il reste le flux de chaleur turbulente radiale (6.19).

En conséquence, la composante radiale du flux de chaleur total est

$$\bar{\Phi}_{qr} = - \rho C_p \cdot (D_{th} + D_{th,turb}) \cdot \frac{\partial \bar{T}}{\partial r} \quad (6.22)$$

Nous faisons les approximations suivantes :

$$\bullet \quad \frac{\partial \bar{T}}{\partial r} = \frac{T(r_1) - T(r_2)}{r_1 - r_2} \quad (6.23)$$

$$\bullet \quad (\overline{T'V'_r}) = |T(r_1) - T(r_2)| \cdot V'_{r,m} \quad (6.24)$$

Des équations 6.19, 6.23 et 6.24, nous obtenons la valeur de la diffusivité thermique turbulente :

$$D_{th,turb} = (r_2 - r_1) \cdot V'_{r,m} \quad (6-25)$$

Pour appliquer cette relation, nous avons pris la moyenne arithmétique des valeurs de  $V'_{r,m}$  (tableau 6-1). Le tableau 6-1 présente les valeurs  $V'_r, V'_{r,m}, D_{th,turb}$  et le rapport  $D_{th,turb}/D_{th}$  correspondant aux différentes vitesses de rotation.

## 6.7. Conclusions

- La technique de la tranche lumineuse a permis la mesure de  $V_r$  et  $V_\theta$ .
- Nous constatons un profil de vitesse unique  $\overline{V}_\theta/V_1 = f(r/r_1)$  indépendant de  $\omega$ .
- Un effet de turbulence contribue au flux de chaleur total radial. Il est calculé à partir de la fluctuation de la vitesse  $V'_r$ . Il dépend de la vitesse de rotation  $\omega$ .
- La vitesse de frottement augmente lorsque  $\omega$  augmente.

Evidemment, cette manipulation a manqué de mesures sur la composante de la vitesse verticale, car cette composante est aussi nécessaire pour représenter complètement la configuration de l'écoulement turbulent entre deux cylindres coaxiaux.

Tableau 6-1 : Grandeurs mesurées sur l'écoulement

$\omega$ RPM	$V_1$ cm/s	$\bar{V}_\theta$ cm/s	$\frac{\bar{V}_\theta}{V_1}$	r mm	$\bar{V}_r$ cm/s	$\frac{\bar{V}_r}{V_1}$	$V_f$ cm/s	$V_{f.m}$ cm/s	$D_{th.t}$ m <sup>2</sup> /s E -04	$\frac{D_{th.t}}{D_{th}}$	$\frac{V_{f.m}}{V_1}$ %
50	8.3	7.06	0.850	20.5	0.00	0.000	1.26	0.83	4.48	11.2	10
		6.33	0.762	25.7	0.46	0.055	0.95				
		5.30	0.638	30.9	0.42	0.050	1.18				
		4.96	0.597	36.1	0.52	0.062	1.64				
		4.30	0.518	41.3	0.30	0.036	0.78				
		3.99	0.480	46.5	0.42	0.050	0.78				
		3.60	0.430	51.7	0.27	0.032	0.70				
		3.50	0.420	56.9	0.38	0.045	0.87				
		3.10	0.370	62.1	0.18	0.020	0.58				
		1.90	0.229	66.1	0.10	0.010	0.33				
100	16.7	1.50	0.180	67.5							
		14.2	0.850								
		12.5	0.748								
		10.5	0.630								
		9.8	0.586								
		8.2	0.491								
		7.7	0.461								
		7.0	0.422								
		6.4	0.383								
		5.5	0.329								
150	25.1	3.8	0.227					2.7	14.58	36	11
		3.0	0.179								
		21.1	0.843		-1.17	-0.047	3.87				
		18.9	0.753		-2.38	-0.094	4.30				
		16.2	0.645		-0.53	-0.020	3.00				
		13.2	0.526		-0.41	-0.016	3.39				
		12.5	0.498		-0.15	-0.0016	2.10				
		10.4	0.414		0.28	0.011	2.10				
		9.8	0.390		0.61	0.024	1.58				
		8.5	0.339		0.18	0.0084	1.34				
200	33.4	6.5	0.259		0.04	0.0016	1.72	3.86	20.4	51	11.6
		5.9	0.238		0.017	0.0007	1.09				
		5.0	0.199								
		30.3	0.900		-5.900	-0.170	5.80				
		26.0	0.078		0.056	0.0017	5.60				
		22.0	0.658		0.250	0.0075	5.00				
		20.0	0.598		0.430	0.0013	5.38				
		19.1	0.568		-0.760	-0.0023	4.69				
		15.1	0.452		-1.200	-0.035	4.69				
		14.4	0.431		-2.700	-0.0808	3.00				
350	59	14.0	0.412		-1.400	-0.0400	2.50				
		10.9	0.326		-0.090	-0.0027	1.58				
		09.2	0.275		-0.320	-0.0096	0.36				
		07.1	0.210								
		51.1	0.866								
		48.0	0.813								
		39.0	0.661								
		33.4	0.566								
		29.3	0.496								
		26.5	0.449								
		24.0	0.406								
		22.0	0.372								
		19.5	0.330								
		13.0	0.200								
		10.0	0.169								

## **CHAPITRE 7**



## Chapitre 7

### DISCUSSIONS ET COMMENTAIRES DES RESULTATS EXPERIMENTAUX

#### 7.1 Introduction

Dans ce chapitre nous commentons et nous discutons les résultats obtenus précédemment. Un modèle de calcul d'échanges thermiques dans le métal liquide et le fluide extérieur est présenté ici, ainsi qu'une comparaison entre les valeurs calculées et les résultats expérimentaux. Nous décrivons ensuite la forme du front de solidification et tentons d'expliquer la proportion prise par la zone équiaxe. Les valeurs mesurées de la taille des grains équiaxes sont comparées à celles prédites par le modèle Maxwell et Hellawell, et par le modèle Desnain et Coll. Nous présentons quelques considérations relatives au domaine de recalescence. Nous analysons la structure macrographique des lingots refroidis par air comprimé et par eau. Enfin une étude bibliographique sur le redressement des branches de dendrites colonnaires nous permet de comparer les résultats expérimentaux aux calculs menés en utilisant les lois empiriques ou décrites dans la littérature.

#### 7.2 Echanges thermiques dans le domaine du métal liquide

Le chapitre 5 (en particulier la figure 5.7) montre que la vitesse de refroidissement augmente avec la vitesse de brassage. Dans ce paragraphe nous proposons un calcul théorique simple pour calculer les caractéristiques des échanges thermiques entre le métal liquide et l'extérieur, et nous comparons les valeurs ainsi déterminées aux résultats expérimentaux.

##### 7.2.1 Système considéré

La figure 7.1 présente le système considéré pour les échanges de chaleur entre le métal liquide et l'extérieur. Le métal liquide brassé est contenu dans le creuset en tôle d'épaisseur 0.7 mm. Une couche en graphite d'épaisseur 0.2 mm recouvre l'intérieur du creuset. Le creuset est refroidi par courant d'eau, d'air comprimé ou d'air en convection naturelle.

Dans le chapitre 5 nous avons constaté que la température du bain  $T_b$  suit une loi exponentielle. Nous proposons un calcul de cette loi.

Hypothèse 1: Nous admettons ici que la température du bain est pratiquement uniforme ( $T = T_b$ )

$$\frac{dH}{dU} = \vartheta \cdot \rho \cdot C_p \cdot \frac{dT_b}{dU} \quad (7.1)$$

avec:  $\vartheta \approx \Pi \cdot (r_2^2 - r_1^2) \cdot L$



- L,  $\vartheta$  : hauteur et volume du métal liquide.

La variation d'enthalpie  $dH / dU$  résulte des flux de chaleurs perdus par la surface latérale ( $S_{lat}$ ), la surface de l'agitateur ( $S_{ag}$ ), la surface supérieure ( $S_{sup}$ ) et le fond ( $S_{bas}$ ). Les résistances thermiques supposées newtonniennes sont respectivement  $R_{lat}$ ,  $R_{ag}$ ,  $R_{bas}$ ,  $R_{sup}$  :

$$\frac{dH}{dU} = - \frac{S_{lat}}{R_{lat}} \cdot (T_b - T_{xt}) - \frac{S_{ag}}{R_{ag}} \cdot (T_b - T_{xt}) - \frac{S_{bas}}{R_{bas}} \cdot (T_b - T_{xt}) - \frac{S_{sup}}{R_{sup}} \cdot (T_b - T_{xt}) \quad (7.2)$$

Hypothèse 2: Nous admettons que le bain échange à travers ces surfaces avec un milieu extérieur à la même température  $T_{xt}$ .

Les deux relations 7.1 et 7.2 peuvent alors être intégrées depuis l'instant de coulée ( $U = 0, T = T_c$ ) jusqu'à l'instant  $U$  considéré:

$$\ln \left( \frac{T_b - T_{xt}}{T_c - T_{xt}} \right) = - \left( \frac{U}{U_{calc}} \right) \quad (7.3)$$

$$U_{calc} = \frac{\rho \cdot C_p \cdot \vartheta}{\frac{S_{lat}}{R_{lat}} + \frac{S_{ag}}{R_{ag}} + \frac{S_{bas}}{R_{bas}} + \frac{S_{sup}}{R_{sup}}}$$

$$U_{calc} = \frac{\rho \cdot C_p \cdot \vartheta}{S \cdot H}$$

$U_{calc}$  sera comparé avec la valeur expérimentale  $U_{ref}$  (annexe A.2).

## 7.2.2. Modèle des échanges à travers la paroi latérale.

Hypothèse 3: Les échanges s'effectuent entre le bain ( $T = T_b$ ) et de le fluide extérieur ( $T = T_{xt}$ ) à travers plusieurs couches en contact parfait. Nous calculons les valeurs du flux total d'une couche à l'autre.

Le flux de chaleur transféré par échange entre la paroi latérale du creuset et le fluide extérieur s'écrit:

$$F_1 = 2 \cdot \pi \cdot r_4 \cdot L \cdot h_{xt} \cdot (T_b - T_{xt}) \quad (7.4)$$

-  $h_{xt}$  fait intervenir les échanges par convection (cas de l'air et de l'eau) et par rayonnement (cas de l'air seulement). Il est calculé dans l'annexe A.4 à l'aide des corrélations classiques.

Le flux de chaleur par conduction à travers le creuset en tôle est écrit ici dans l'approximation du régime permanent (Saccadura, 1979):



$$F_2 = 2.\pi.r_4. L . k_1. \frac{T_3 - T_4}{r_4. \ln ( r_4/r_3)} \approx 2\pi r_3 . L . k_1 . \frac{T_3 - T_4}{e_c} \quad (7.5)$$

Le flux de chaleur par conduction à travers le graphite est écrit dans la même approximation:

$$F_3 = 2.\pi.r_3. L . k_2. \frac{T_2 - T_3}{r_3. \ln ( r_3/r_2)} \approx 2\pi r_2 . L . k_2 . \frac{T_2 - T_3}{e_g} \quad (7.6)$$

Le métal liquide brassée est décrit suivant un modèle à deux zones . La variable d'espace est alors la distance à la paroi du moule  $y = r_2 - r_1$ .

1<sup>ère</sup> zone: Une zone de diffusion pure  $0 < y < \delta_T$ . Elle a une épaisseur  $\delta_T$ , fonction de la vitesse de frottement  $V_{fr}$  :

$$\delta_T = D_{th} / V_{fr} \quad (7.7)$$

Dans cette zone la diffusivité thermique turbulente est négligeable.

Le flux de chaleur est un simple flux de conduction à travers la couche diffusive. Il s'écrit :

$$F_4 = 2.\pi.r_2. L . \rho.C_p. D_{th}. \frac{T_1 - T_2}{\delta_T} \quad (7.8)$$

2<sup>ème</sup> zone: Une zone logarithmique  $\delta_T < y < y_1$  avec  $y_1 = r_2 - r_1$ . Elle s'étend dans le liquide entre la couche diffusive et l'agitateur. La théorie dit que cette zone comporte les caractères suivants (Bird, Stewart, Lightfoot. 1963):

- La composante de fluctuation de la vitesse radiale  $V_r'$  est constante.
- L'échelle de tourbillons est  $K. y$  ( $K = 0.4$  constante de Karman).
- La diffusivité thermique turbulente est plus grande que la diffusivité thermique moléculaire.

Le flux de chaleur entre la zone logarithmique et la zone diffusive s'écrit alors

$$F_5 = 2\Pi. (r_2 - \delta_T) .L. \rho .C_p .V_{fr} . K . \frac{(T_b - T_1)}{\ln (y_1 / \delta_T)} \quad (7.9)$$

Hypothèse 2: Nous supposons qu'il n'y a pas d'accumulation de chaleur dans la zone diffusive , parce que  $\delta_T$  est petit et pas non plus dans le graphite et le moule, qui sont minces.

$$F_1 = F_2 = F_3 = F_4 = F_5 = F \quad (7.10)$$

De l'équation (7.4) à (7.10) nous tirons la valeur de F d'après l'équation (7.11).

$$\frac{F}{2.\pi.r_2} \cdot \frac{1}{L} = \frac{T_4 - T_{xt}}{\frac{r_2}{r_4} \cdot \frac{1}{h_{xt}}} = \frac{T_3 - T_4}{\frac{r_2}{r_3} \cdot \frac{e_c}{k_1}} = \frac{T_2 - T_3}{\frac{e_g}{k_2}} = \frac{T_1 - T_2}{\frac{\delta_T}{\rho.C_p.D_{th}}} = \frac{T_b - T_1}{\left(\frac{r_2}{r_2 - \delta_T}\right) \cdot \frac{1}{\rho.C_p.V_{fr}.K} \cdot \ln\left(\frac{y_1}{\delta_T}\right)} \quad (7.11)$$

Nous obtenons alors la résistance thermique totale entre le bain liquide et le fluide extérieur d'après l'équation suivante:

$$R_{lat} = \frac{1}{h_{lat}} = \frac{\delta_T}{k_{th}} \cdot \underbrace{\left[ 1 + \frac{r_2}{(r_2 - \delta_T)} \cdot \frac{1}{K} \cdot \ln\left(\frac{y_1}{\delta_T}\right) \right]}_{R_4} + \underbrace{\frac{e_g}{k_2}}_{R_3} + \underbrace{\frac{r_2}{r_3} \cdot \frac{e_c}{k_1}}_{R_2} + \underbrace{\frac{r_2}{r_4} \cdot \frac{1}{h_{xt}}}_{R_1} \quad (7.12)$$

R1, R2, R3, R4 présentent dans le tableau 7.1. Le brassage intervient dans la valeur R4 par la vitesse de frottement. C'est pourquoi nous avons calculé R<sub>lat</sub> pour différentes vitesses de brassage.

### 7.2.3 Flux des échanges à travers par les autres surfaces.

#### a. Flux d'échange à travers la surface de l'agitateur.

Les échanges effectuent entre le bain liquide (T=T<sub>b</sub>) et l'agitateur à travers deux couches en contact parfait (annexe A.4). Le flux de chaleur transféré par échange avec la paroi de l'agitateur est écrit:

$$\frac{F_{ag}}{S_{ag}} = (T_b - T_{xt}) \cdot \frac{1}{R_{ag}} \quad (7.13)$$

$$\text{ou} \quad \frac{F_{ag}}{S_{ag}} = \frac{F_{ag}}{2.\pi.r_1.L_1} = \frac{T_b - T'_1}{\frac{r_1}{r_2} \cdot \frac{e_1}{k_1}} = \frac{T'_1 - T_{xt}}{\frac{r_1}{r_3} \cdot \frac{e_2}{k_2}} = \frac{T_b - T_{xt}}{R_{ag}} \quad (7.13a)$$

$$\text{avec:} \quad R_{ag} = \frac{r_1}{r_2} \cdot \frac{e_1}{k_1} + \frac{r_1}{r_3} \cdot \frac{e_2}{k_2}$$

#### b. Flux d'échanges à travers le fond du creuset s'écrit : (annexe A.4).

$$\frac{F_{bas}}{S_{bas}} = (T_b - T_{xt}) \cdot \frac{1}{R_{bas}} \quad (7.13b)$$

$$\text{avec: } R_{\text{bas}} = \frac{e_{\text{isolant}}}{k_1} + \frac{e_{\text{ciment}}}{k_{\text{ciment}}}$$

Le calcul montre que ce terme est faible.

#### c. Flux d'échanges à travers la surface supérieure du creuset (annexe A.4):

A la surface libre du bain liquide, nous supposons que le flux de chaleur s'effectue par rayonnement dans l'air à température  $T_{xt}$ :

$$\frac{F_{\text{sup}}}{S_{\text{sup}}} = (T_b - T_{xt}) \cdot \frac{1}{R_{\text{sup}}} \quad (7.13c)$$

$$\text{avec: } R_{\text{sup}} = \frac{1}{h_r} \text{ et } h_r = \epsilon \cdot \sigma \cdot (T_b^2 + T_{xt}^2) \cdot (T_b + T_{xt})$$

-  $\epsilon = 0.1$  émissivité de l'aluminium.

-  $\sigma = 5.67 \text{ E-08}$  constante Stephan-Boltzmann.

Ce terme serait encore plus faible si on tenait compte de la résistance thermique de l'isolant.

#### 7.2.4 Comparaison entre $U_{\text{calc}}$ et $U_{\text{ref}}$ .

La figure 7.2 superpose le temps de refroidissement ( $U_{\text{calc}}$ ) calculé pour différentes vitesses de brassage et trois types de refroidissement d'une part, les valeurs expérimentales ( $U_{\text{ref}}$ ) d'autre part. Les valeurs calculées et les valeurs expérimentales sont très proches pour les deux refroidissements par air naturel et par eau (voir tableau 7.2 et figure 7.2).

Nous constatons qu'il y a des grands écarts entre  $U_{\text{calc}}$  et  $U_{\text{ref}}$  pour le cas du refroidissement par air comprimé. Le calcul donne seulement une diminution faible de  $U_{\text{calc}}$  lorsque le brassage augmente, c'est à dire un résultat semblable à celui pour l'air naturel ou pour l'eau. Or les valeurs expérimentales montrent une diminution forte. Mais c'est le seul cas. La raison de cette différence pourrait être que notre dispositif ne permet pas un contrôle direct du débit d'air comprimé.

Conclusion:

Les résultats des calculs sont très voisins de ceux de l'expérience.

Le modèle prend en compte l'effet de turbulence du métal liquide. Il utilise pour la vitesse de frottement des valeurs qui sont le résultat du chapitre 6. Ceci justifie les calculs des vitesses de frottement.

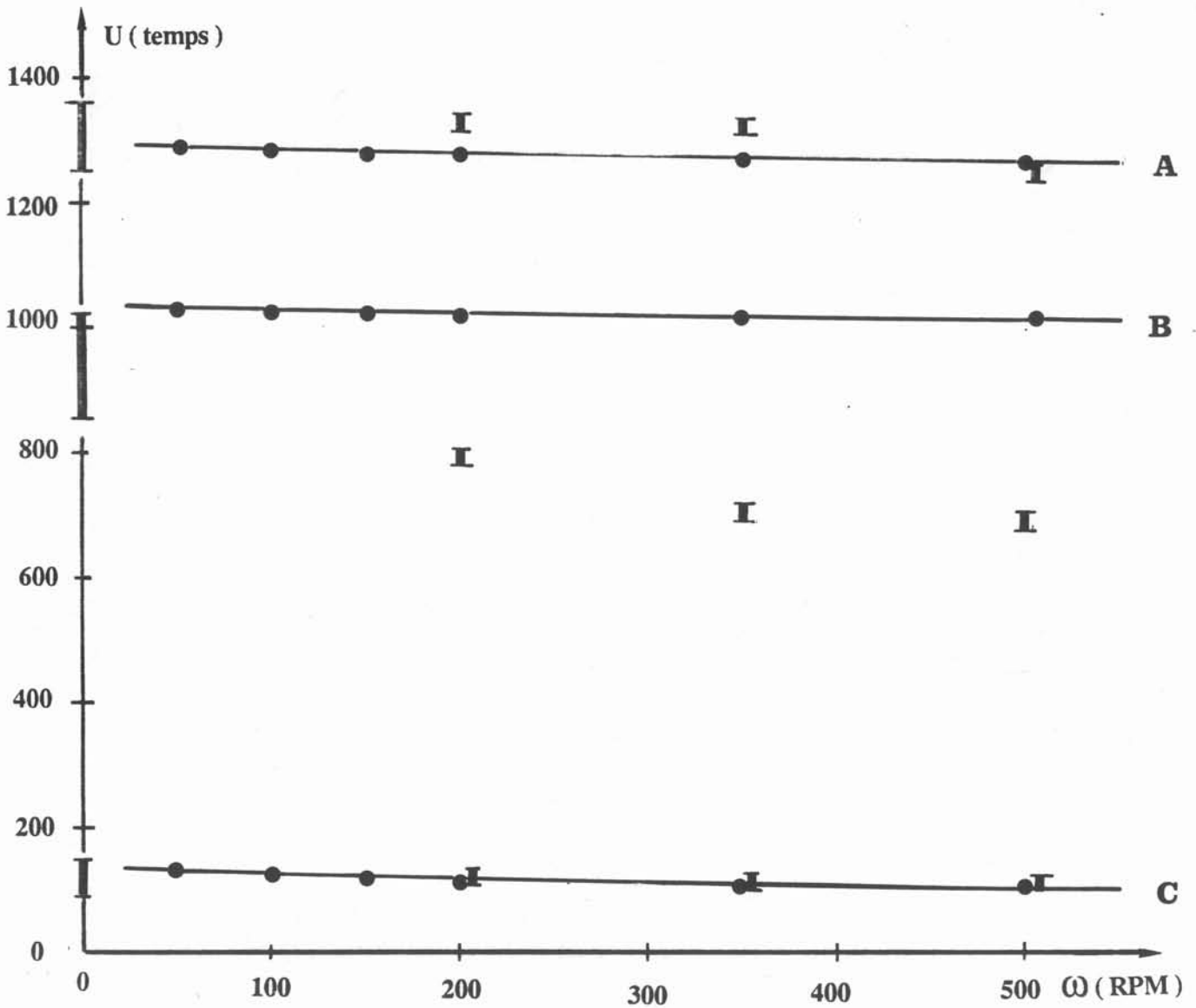


Fig.7.2 Temps de refroidissement  $U_{calc}$  et  $U_{ref}$  en fonction du brassage.

A. Refroidissement par air en convection naturelle.

B. Refroidissement par air comprimé. C. Refroidissement par eau.

(●) Calcul théorique. (I) Expérimental.

**Tableau 7.1 Valeurs des résistances thermiques**

$\omega$ RPM	$V_1$ cm/s	$V_{fr}$ cm/s	$\delta T$ m E-04	$R_4$ $W^{-1}m^2K$ E-05	$R_3$ $W^{-1}m^2K$ E-06	$R_2$ $W^{-1}m^2K$ E-05	$R_1$ $W^{-1}m^2K$ E-03 air.n	$R_1$ $W^{-1}m^2K$ E-03 air.c	$R_1$ $W^{-1}m^2K$ E-03 eau	$R_{lat}$ $W^{-1}m^2K$ E-03 air.n	$R_{lat}$ $W^{-1}m^2K$ E-03 air.c	$R_{lat}$ $W^{-1}m^2K$ E-03 eau
50	8.4	2.48	17	16.1	2.08	1.50	16.80	13.00	1.315	16.50	13.17	1.493
100	16.7	4.9	8.2	9.175	+	+	+	+	+	16.40	13.09	1.424
150	25.1	7.4	5.4	6.046	+	+	+	+	+	16.37	13.07	1.393
200	33.5	9.9	4.0	5.15	+	+	+	+	+	16.36	13.05	1.384
350	58.6	17.4	2.3	3.26	+	+	+	+	+	16.34	13.04	1.365
500	83.0	24.0	1.64	2.46	+	+	+	+	+	16.34	13.04	1.357

**Tableau 7.2 Paramètres des transferts thermiques**

$\omega$ RPM	SH Air.n	Ucalc Air.n (s)	SH Air.c	Ucalc Air.c (s)	SH eau	Ucalc eau (s)
50	5.110	1283	6.320	1037	52.60	125
100	5.140	1275	6.336	1034	55.16	119
150	5.159	1270	6.360	1032	56.39	116
200	5.162	1269	6.373	1028	56.75	115
350	5.168	1269	6.377	1027	57.54	114
500	5.168	1268	6.377	1027	57.88	112

### 7.3 Forme du front solide-liquide à un instant donné

Nous considérons seulement le front solide-liquide pour le cas du refroidissement par eau, parce que ces expériences ont donné de façon très nette la forme de la frontière colonnaire-équiaxe.

Les figures 5.17 et 5.18 montrent que la durée du plateau non seulement est fonction linéaire du rayon du lingot, mais aussi de la hauteur  $Z$ .

D'après les figures 5.17 et 5.18 la durée du plateau est pratiquement proportionnelle à la distance entre le point de mesure ( $r$ ) et la paroi du moule ( $r_2$ ).

$$D_{pp} = m \cdot (r_2 - r) \quad (7.14)$$

La valeur de  $m$  est la pente des courbes sur les figures 5.17 et 5.18 .

La figure 5.19 montre que la relation entre  $D_{pp}$  et  $Z$  est linéaire:

$$D_{pp} = U_{pp} - U_{max} = n (Z - Z_0) \quad (7.15)$$

donc la valeur de  $n$  se lit sur la figure 5.19.

Nous pouvons alors en déduire la position du front dans l'espace  $Z$  et  $(r_2 - r)$  à l'instant  $U_f$  donné:

$$U_f = U_{max} + m \cdot (r_2 - r) \cdot (Z - Z_0) \quad (7.16)$$

La position du front est donc donnée par:

$$(r_2 - r) = \frac{U_f - U_{max}}{m \cdot (Z - Z_0)} \quad (7.17)$$

L'équation 7-17 correspond à une hyperbole ayant pour asymptote  $Z = Z_0$ .

La figure 7.3 présente la forme calculée du front pour différentes valeurs de  $U_f$ , ainsi que la forme de la frontière colonnaire-équiaxe tirée des macrographies pour le lingot refroidi par eau, brassé à 200 RPM et 350 RPM. La forme observée et la forme calculée sont très semblables.

La figure 7.3 compare des informations parfaitement indépendantes. La forme calculée découle de l'analyse des thermogrammes ; la forme observée provient des macrographies.

Le tableau 7-3 et la figure 7.4 montrent que lorsque la vitesse du brassage augmente, la vitesse de progression du front diminue, ce qui veut dire que la progression

du front solide-liquide est plus lente lorsque le brassage est plus fort. Pourquoi ? Parce que le front solide-liquide n'est pas une isotherme. C'est la frontière entre le métal en suspension et le métal en percolation. Lorsque le brassage est fort, il maintient les cristaux en suspension jusqu'à une fraction solide plus forte. En conséquence, le début de la percolation est retardé, donc la vitesse de progression du front est plus lente, ce qui est observé.

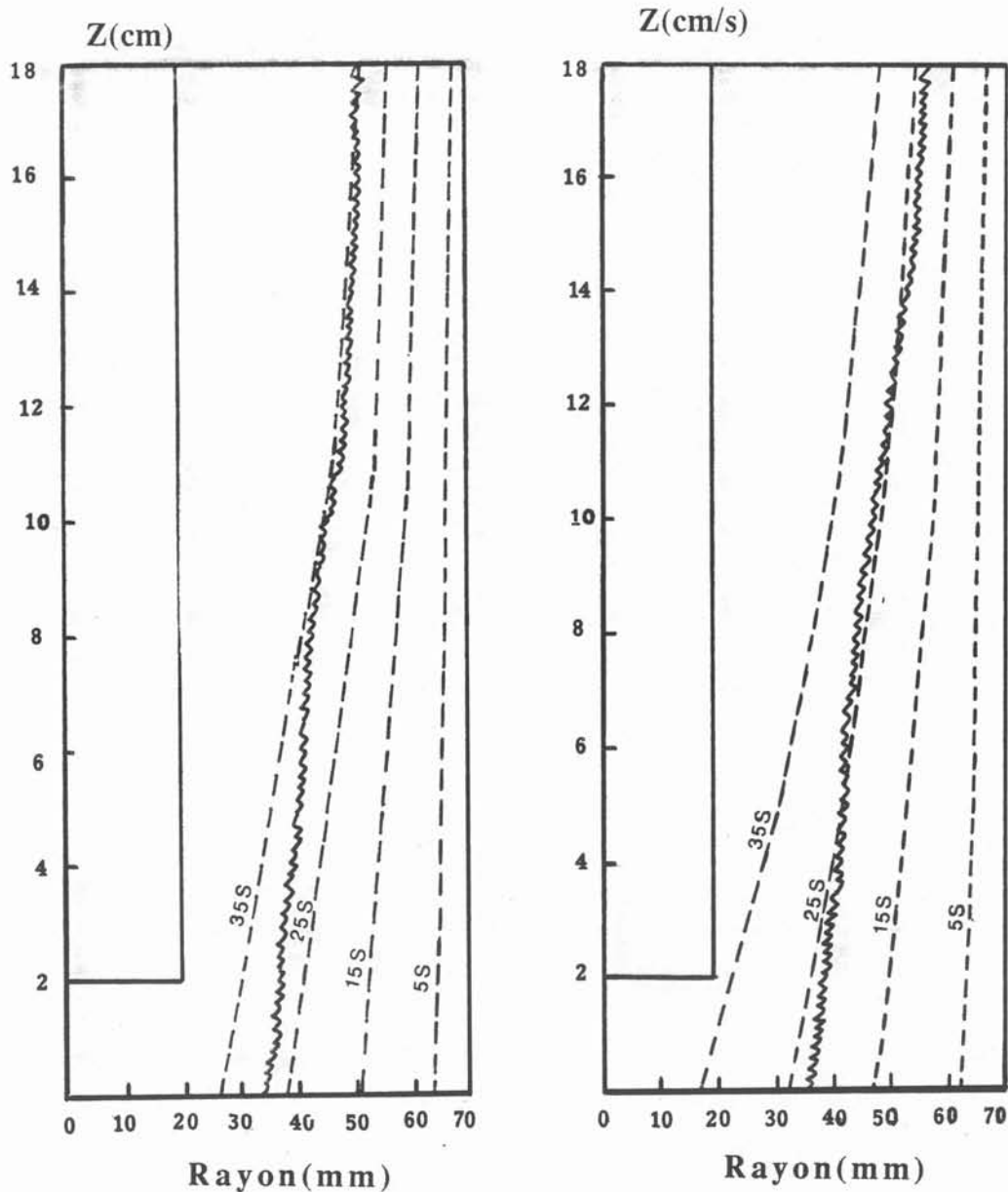


Fig. 7.3 : Forme du front solide- liquide dans un lingot Al-Cu 2% comparé au profil calculé à 5s, 15s, 25s, 35s à  $\omega = 200 \text{ RPM}$  (à droite)  $\omega = 350 \text{ RPM}$  (à gauche) (-----) profil calcul, (~~~~~) profil expérimental.

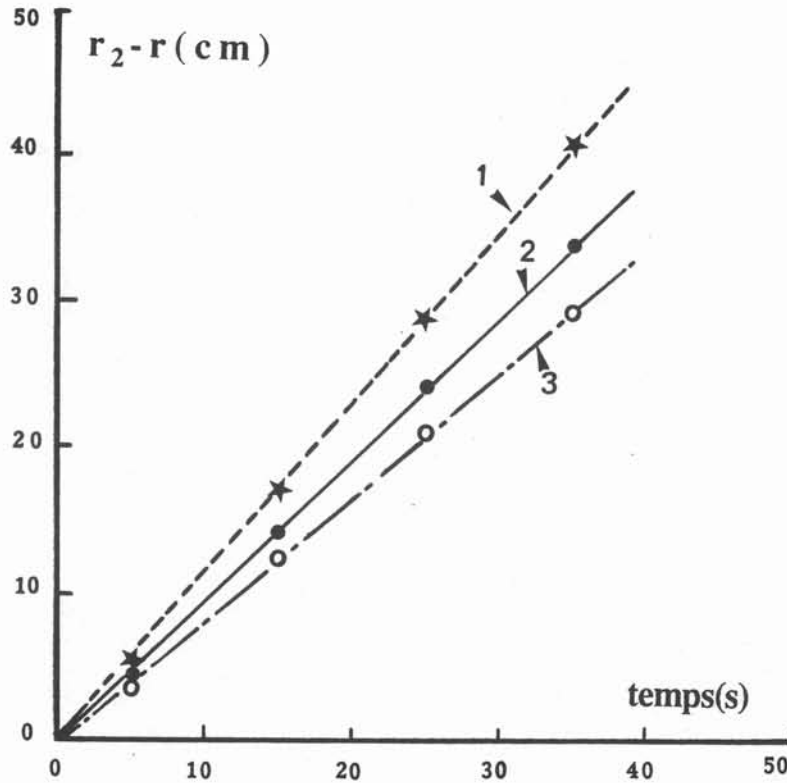


Fig. 7.4 : Evolution de l'épaisseur solidifiée en fonction du temps et de la vitesse de brassage . Lingot refroidi par eau ,  $Z = 45$  mm.  
 $\omega = 200$  RPM ( courbe:1 ),  $\omega = 350$  RPM ( courbe:2 ),  $\omega = 500$  RPM ( courbe:3 ).

#### 7.4 Taille de grains équiaxes en brassage rotatif

Pour un régime de refroidissement donné, le brassage rotatif a donné les meilleures structures de solidification (chapitres 3 et 4). Une grande zone équiaxe a été formée avec des grains fins. Elle joue un rôle très important sur les propriétés du produit coulé. Plusieurs paramètres influencent la structure de cette zone. Dans notre cas c'est la vitesse de refroidissement du métal liquide (Fig 5.7) . La taille de grain équiaxe diminue, lorsque la vitesse de refroidissement du métal liquide augmente d'une part, et lorsque le brassage augmente, d'autre part.

Pour interpréter ces effets nous utilisons deux modèles théoriques antérieurs.



Maxwell et Hellawell (1975) ont publié une simulation numérique des phénomènes de nucléation et de croissance des grains équiaxes dans des alliages binaires dilués à base aluminium. Les paramètres de leur étude sont la composition représentée par le facteur  $\Delta T_{MH} = m.Cb.(k - 1)$ , la densité de sites nucléant  $N_0$ , le rayon  $R_0$  des germes lors qu'ils viennent de former, et la vitesse de refroidissement  $P$ .

Dans notre cas il y a une seule composition . Nous ne connaissons rien sur la densité de site de nucléation, ainsi que sur  $R_0$ , mais nous admettons qu'elles sont les mêmes pour tous les essais. Le modèle montre que le nombre de grains dépend beaucoup de la vitesse de refroidissement.

Desnain et coll. (1989) ont développé un modèle dérivé du modèle précédent. C'est une simulation de la nucléation et de la croissance des grains équiaxes dans les alliages muticonstitués brassés. Il est décrit dans l'annexe A.3. Nous appliquons les résultats de ce modèle pour les comparer avec nos résultats.

Notre problème est l'effet du brassage pour une composition donnée. Dans les résultats de Desnain , il y a une large gamme de brassages sur l'alliage industriel 5182. ( composition dans l'annexe A.3). Nous avons reporté sur la figure 7.5 les résultats concernant  $P$  et  $N_G$  pour les 4 valeurs de l'intensité de brassage  $I$  (courbe1). De plus nous avons reporté le point calculé pour l'alliage 3004 ( $\Delta T_{MH} = 7.1$ , courbe2), et le point calculé pour l'alliage 6060 ( $\Delta T_{MH} = 4.5$ , courbe3) qui ressemblent le plus à notre alliage ( Al -Cu 2% ). Normalement le calcul donne "des droites" pour les alliages 3004 et 6060 comme le montre la figure 7.5. P. Desnain a calculé un seul point (6060) et deux points (3004). Nous supposons que la pente ne dépend pas de l'alliage.

Maintenant nous examinons quelle densité de grains  $N_G$  le modèle prévoit pour les valeurs de  $P$  que nous avons mesurées. Nous utilisons ici la valeur moyenne de  $P$  sur les 9 thermogrammes pour chaque essai (tableau 7.4). Ensuite nous calculons le diamètre équivalent de grains équiaxes ( $D_{eq}$ ) par la formule suivante:

$$D_{eq} = \left( \frac{6}{\Pi \cdot N_G} \right)^{1/3} \quad ( 7.18 )$$

Le tableau 7.4 rassemble les résultats des calculs et les résultats des mesures. Ces résultats montrent que lorsque  $P$  augmente, le nombre de grains équiaxes  $N_G$  augmente.

La figure 7.5 présente aussi les densités de grains mesurées ( trois niveaux par essai ).

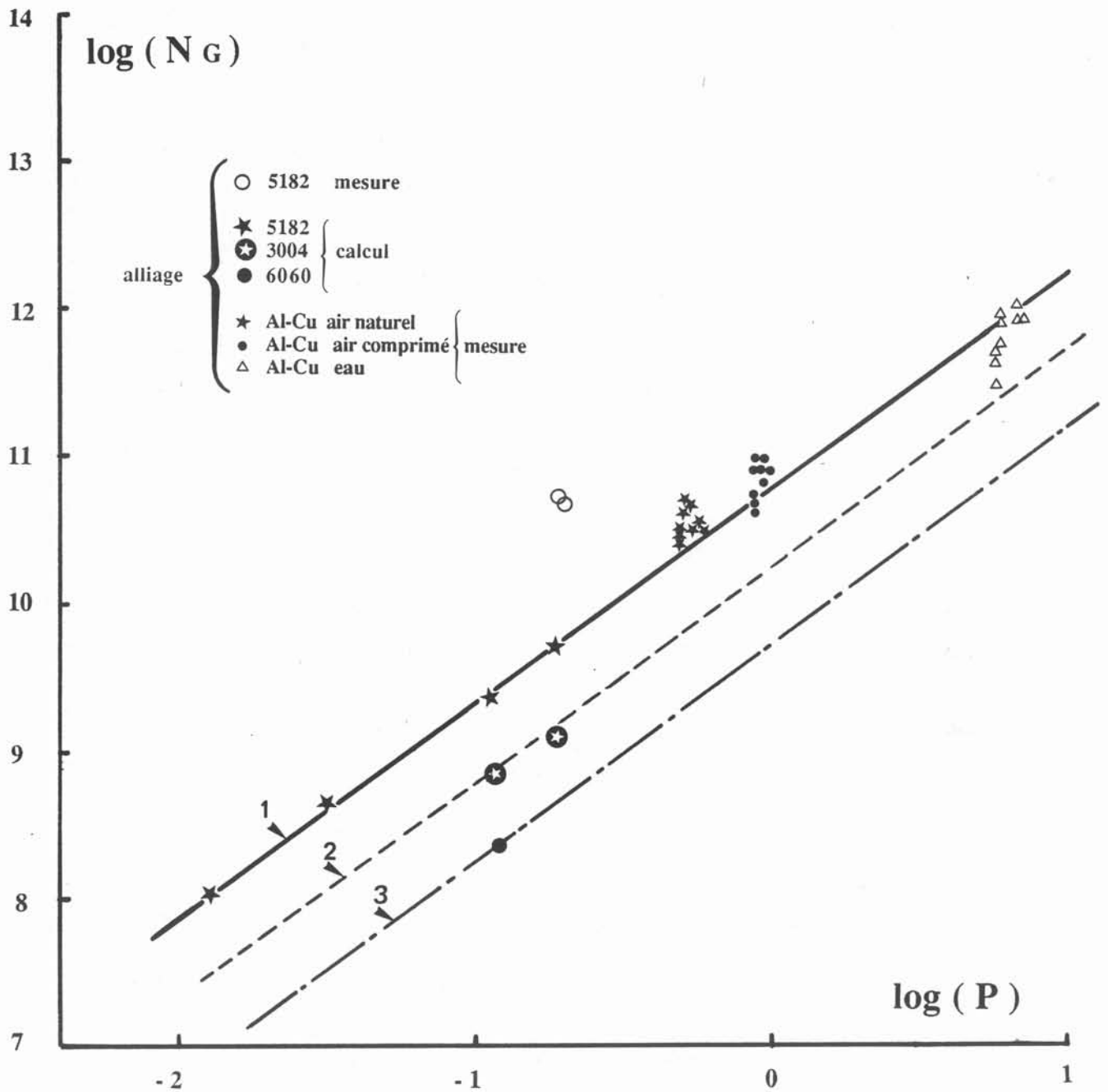


Fig: 7.5 Relation entre la densité de grains NG et vitesse de refroidissement :

- ★●● Résultats du modèle de Desnain et coll (1989) ,
- résultat mesuré de Desnain.
- ★ ● △ Résultats mesurés.

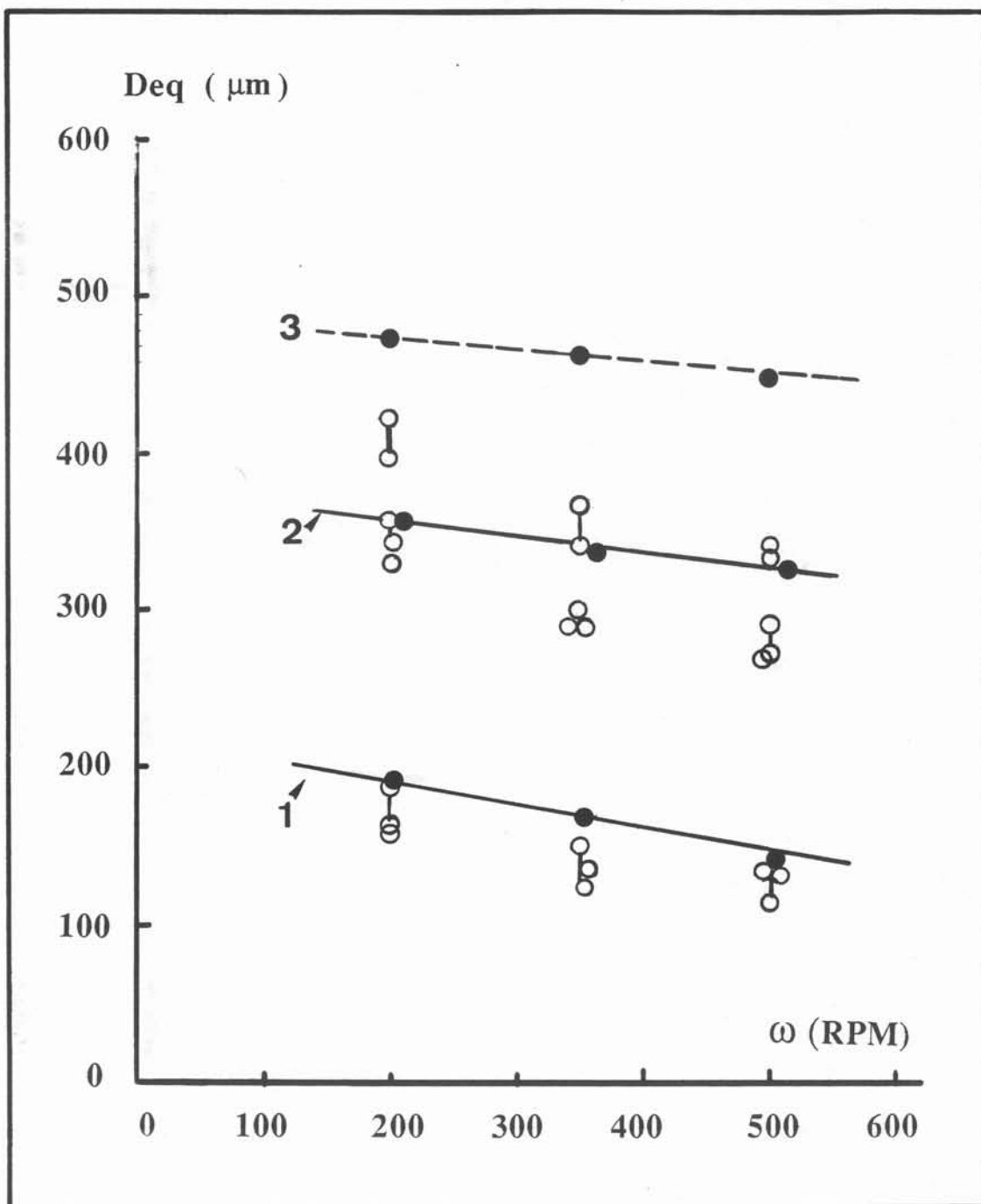


Figure: 7.6 Diamètre équivalent en fonction du brassage. Lingot refroidi par eau (courbe 1), air comprimé (courbe 2), air naturel (courbe 3) (●) calcul d'après de modèle de Desnain , (○) mesures de l'expérience.

Pour les deux cas refroidis par eau et par air comprimé, la taille de grains équiaxes calculée est très proche de celle mesurée. Mais en fonction du brassage, la valeur calculée diminue plus lentement que la valeur mesurée. Pour le cas du refroidissement par air naturel, la taille de grains équiaxes calculée est environ 1.20 à 1.35 fois plus grande que la taille mesurée ( Fig 7.6 ).

Mais le modèle donne bien le sens de la variation en fonction du brassage et en fonction du régime de refroidissement. Il y a un bon accord, mais ceci est plutôt surprenant:

- Notre alliage n'est pas l'alliage 5182 calculé par Desnain, son facteur  $\Delta T_{MH}$  vaut 17.5. Celui de notre alliage vaut 5.29 . Normalement il devrait donner une taille de grains plus grossière que l'alliage 5182 dans les mêmes conditions de brassage et de refroidissement. On voit ceci en comparant les points calculés pour les alliages 3004 ( $\Delta T_{MH} = 7.1$ ) et 6060 ( $\Delta T_{MH} = 4.5$ ).

- D'autre part, les valeurs calculées par Desnain sont plus grossières d'un facteur environ 4 fois que les valeurs mesurées. Un ajustement des paramètres du calcul aurait fait remonter la courbe , ceci peut expliquer l'accord pour nos mesures.

## 7.5 Recallescences

La recalescence joue un rôle très important sur la nucléation et croissance des grains équiaxes. Le chapitre 5 montre que la recalescence dépend beaucoup du brassage. Elle dépend aussi du régime de refroidissement. Le point le plus important c'est que le dégagement de chaleur latente fait remonter la température en absence de brassage . S'il y a du brassage , la température remonte beaucoup moins, et le plateau démarre tout de suite, donc la recalescence est courte.

La figure 7.7 superpose les courbes donnant un cas type de la relation entre la taille de grains et la durée de la recalescence pour la série de lingots refroidis à l'air comprimé. Cette figure montre que la taille de grains équiaxes décroît en fonction du brassage, la durée de la recalescence varie de la même façon.

Pour le cas refroidi par air naturel les relations sont les mêmes.

Dans le cas de l'eau, nous ne présentons pas de résultats , parce que la recalescence n'apparaît pas nettement.

Pour interpréter ce phénomène, nous appliquons le modèle théorique de la croissance équiaxe. Le modèle de Maxwell et Hellawell ainsi que le modèle de Desnain et Coll. calculent une courbe de recalescence. Le modèle de Rappazz et Thevoz donne également cette courbe, cependant le nombre de grains équiaxes est imposé dans ce calcul. Il montre que le nombre de grains est fortement lié à la forme de la recalescence.

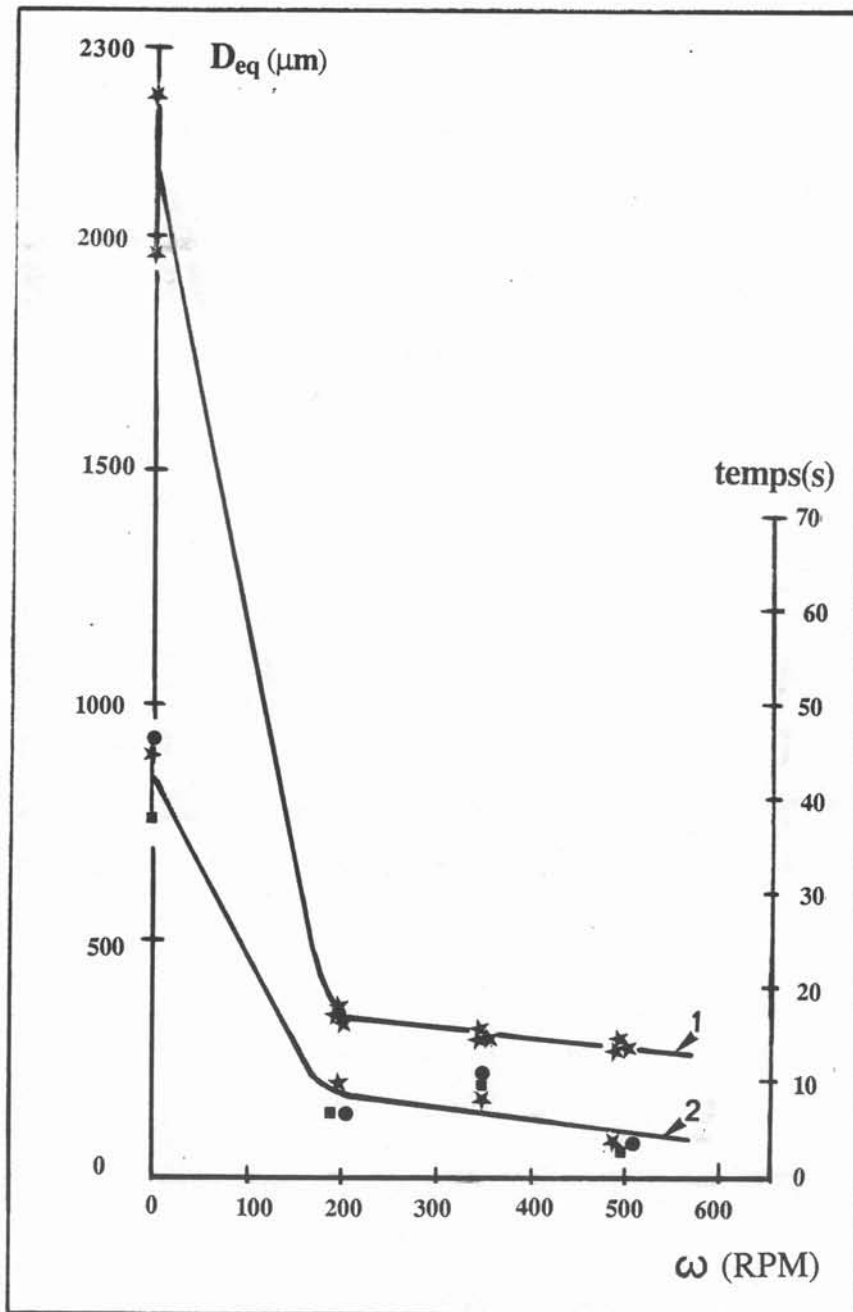


Fig: 7.7 Taille de grains équiaxes (courbe 1), et la recalcence (courbe 2) en fonction du brassage. Lingot refroidi par air comprimé.

Nous utilisons plutôt les résultats du modèle de Desnain et Coll. Ils montrent que lorsque P est grand au point B sur les thermogrammes (Fig 5.3), beaucoup de germes se forment. Ils grossissent en dégageant beaucoup de chaleur latente.

- S'il y a du brassage le transfert convectif peut transporter la chaleur latente jusqu'au front solide-liquide et évacuer la chaleur latente, ceci donne un " plateau avec une pente négative".

- S'il n'y a pas de brassage, la chaleur latente fait remonter la température, la nucléation s'arrête, le nombre de grains est petit, la taille des grains grossit.

Par conséquent, au point B sur les thermogrammes refroidis par eau (Fig 5.3) se produit tout de suite un palier (surtout pour les cas où le métal liquide présente un brassage). En l'absence de brassage les thermogrammes présentent une courte recalescence ( Fig 5.12 et 5.13 ).

D'autre part la figure 5.8 montre que, lorsque le métal liquide est brassé, la recalescence présente une forme identique pour tous les thermocouples. Par contre dans le cas sans brassage, la forme de celle-ci dépend beaucoup de la position du thermocouple dans le lingot (Fig 5.9 ). Ce qui peut s'expliquer par le fait que, avec le brassage, le métal liquide est homogène. Alors la nucléation est identique partout dans le bain liquide. Elle donne une même configuration de recalescence pour toutes les positions du thermocouple dans le lingot.

Conclusion :

A forte vitesse de refroidissement, la recalescence est faible.

Avec ou sans rotation, pour le cas de refroidissement par eau, la recalescence est faible, pour le cas de refroidissement par air comprimé et air naturel elle est très importante.

Lorsque le brassage augmente, la recalescence diminue lentement entre 200 RPM et 500 RPM. Par contre, la recalescence diminue très rapidement entre 0 RPM et 200 RPM.

Si le brassage augmente, le métal liquide est de plus en plus homogène, la configuration de recalescence est identique, ce qui veut dire que la nucléation des germes est identique partout dans le bain liquide.

## 7-6 Proportion de la zone équiaxe

La figure 3.5 montre que la proportion de la zone équiaxe est fonction de deux paramètres: le mode de refroidissement et le brassage.

1. Prenons les lingots refroidis à l'air comprimé, la proportion de la zone équiaxe augmente de 46% à 85% , lorsque le brassage passe de 0 RPM à 500 RPM.

- Un effet sur la vitesse de refroidissement (Fig 7.5) montre que P augmente légèrement en fonction du brassage. Oui, mais cette augmentation est trop faible pour expliquer le changement de proportion de la zone équiaxe.

- Le brassage réduit le gradient thermique dans le métal liquide.

- Le brassage accélère l'extraction de la chaleur latente. Ce dernier point fait que la recalescence est moins forte. Ceci est favorable à la taille de grains équiaxes (paragraphe 7.4), mais aussi à la réduction de la zone équiaxe.

2. Pour une vitesse de brassage prenons les trois modes de refroidissement. Le refroidissement à l'eau produit un gradient de température plus fort dans le liquide. Par conséquent la zone liquide qui est en surfusion à un instant donné est plus petite. Par contre pour le refroidissement à l'air, le gradient est très faible. Dans le cas du métal brassé, il est possible que tout le liquide se mette en surfusion.

## **7.7 Macrographie**

### **7.7.1 Lingot refroidi par air comprimé, air naturel**

Les informations importantes obtenues sur les macrographies des lingots refroidis par air comprimé, et air naturel (chapitre 3) révèlent une macrostructure complexe puisqu'elle comporte successivement une zone colonnaire et une zone de transition colonnaire-équiaxe, puis une zone équiaxe.

Cette structure est due essentiellement à la partie de recalescence des thermogrammes et à la vitesse de refroidissement du métal.

Les thermogrammes pour les cas de refroidissement par air comprimé et air naturel présentent tous deux des recalescences. La macrographie montre que les thermocouples sont prisonniers dans la zone équiaxe. Ceci est en accord avec la théorie de Lipton (1983), Rappaz et Thevoz (1987), car la recalescence est associée au phénomène de croissance équiaxe. Elle indique la période de temps où un certain nombre de cristaux se sont formés en suspension dans le métal liquide au voisinage du thermocouple.

Dans le cas où le métal liquide est soumis à un brassage, on remarque qu'une transition colonnaire progressive dans l'espace entre structures équiaxes se forme plus nettement que dans le cas sans rotation. Ceci peut s'expliquer par le fait que les grains en suspension peuvent s'accrocher au front solide-liquide et former ainsi les bandes de grains colonnaires et équiaxes mélangés. Par contre, pour le cas sans rotation, le phénomène de sédimentation est important. C'est pourquoi les grains équiaxes sont très peu prisonniers dans les bandes colonnaires et équiaxes. La nucléation équiaxe n'a pas donné assez de germes pour que la fraction solide atteigne les 66% du volume invoqués par Hunt (1983) pour avoir une transition colonnaire-équiaxe.

### 7.7.2 Lingot refroidi par eau

Les thermogrammes ne présentent pas de recalescence, sauf un tout petit peu dans le cas  $\omega = 0$  RPM, pour la colonne de thermocouple à  $r = 34$  mm. La macrographie montre en fin de solidification que deux colonnes de thermocouples sont dans la zone équiaxe ( $r = 34$  mm et  $r = 49$  mm), et que les autres sont situées dans la zone colonnaire.

La discussion à l'aide du modèle de Hunt (1984) fait intervenir le gradient thermique. Si le gradient thermique dans le métal liquide est grand, seule une zone colonnaire sera formée. Alors les thermocouples placés dans la zone colonnaire ne devraient pas présenter de recalescence. Or la colonne de thermocouples à  $r = 34$  mm pour le cas sans rotation présente quand même un tout petit peu de recalescence, ce qui veut dire que dans cette zone la croissance équiaxe a commencé à apparaître. Les germes à la taille critique grossissent. Par le dégagement de chaleur latente, la température du bain remonte. Ce réchauffement du bain est enregistré par ces thermocouples. Mais la nucléation équiaxe est assez faible pour que la fraction solide soit inférieure à 0.6% du volume invoqué par Hunt (1984). C'est pourquoi la structure de grains est déclarée colonnaire.

Voyons maintenant ce qui se passe avec le brassage. Deux colonnes de thermocouples sont prisonnières dans la zone équiaxe à  $r = 34$  mm et  $r = 49$  mm ( $\omega = 200, 350, 500$  RPM), mais les thermogrammes ne présentent pas de recalescence, car la vitesse de refroidissement est très grande. Alors la vitesse de nucléation de grain équiaxe est grande, le nombre de germes ( $N_G$ ) est grand (paragraphe 7.4). Donc la fraction solide devient grande plus rapidement. Le brassage permet d'évacuer la chaleur latente vers l'extérieur. En conséquence au point B (fig 5.3), le thermogramme devient tout de suite un plateau.



## 7.8 Redressement des branches de dendrites

Plusieurs auteurs ont étudié la désorientation des grains colonnaires. Il y a beaucoup de mesures d'angle  $\theta$  sous l'effet d'un courant de convection de vitesse ( $V$ ) parallèle au front solide-liquide. Fleming (1956) a signalé ce phénomène. En 1966 il a proposé un modèle. L'idée est que les branches de dendrite orientées en amont ont une vitesse de croissance plus rapide ( $R^+$ ), parce que le transfert de soluté se fait à travers une couche plus mince. Il a proposé une équation pour la vitesse de croissance. Mais il n'a pas discuté les orientations de l'angle  $\theta$ . Quelques auteurs ont publié des mesures d'angles  $\theta$ . Le tableau 7.5 présente les résultats expérimentaux des travaux antérieurs traitant le problème des angles  $\theta$ .

En général, l'angle d'inclinaison des grains colonnaires ou des dendrites a été corrélié à la vitesse du liquide et à la vitesse d'avancée du front de solidification (Takahashi, Ichikawa and Kudou 1976), à la vitesse du liquide et à la composition initiale de l'alliage (Murakami Fujiyama, Koike and Okamoto - 1983), ou à la vitesse du liquide couplée avec la vitesse d'avancée du front de solidification et avec le gradient thermique (Mori - 1978).

L'inclinaison des axes primaires des dendrites a été observée et mesurée la première fois par Takahashi et coll. (1977). Les mesures sont réalisées dans un dispositif de solidification voisin d'un viscosimètre Couette - Taylor (1890). La corrélation donne lieu à une loi empirique (eq 7.19) qui relie l'angle  $\theta$  avec la vitesse moyenne du fluide  $V$  et la vitesse d'avancement du front solide-liquide  $\vartheta$  dans le cas de coulée continue d'acier :

$$\theta = 22,49 V^{-0.17} \cdot \log (3,72 \cdot 10^{-3} \cdot V^{2.08} / \vartheta) \quad (7-19)$$

$\theta$  : angle d'inclinaison des dendrites

$V$  : vitesse moyenne du liquide

$\vartheta$  : vitesse de solidification

Okano et coll. ont établi deux lois du même type à partir de Takahashi, une pour  $V < 50$  cm/s, la deuxième pour  $V > 50$  cm/s.

. Pour le cas de  $V < 50$  cm/s la loi s'écrit sous la forme suivante:

$$\theta = [(1,45 \ln \vartheta + 12,5) \cdot \ln V] - (9,73 \cdot \ln \vartheta + 33,7) \quad (7-20)$$

. Pour le cas  $V > 50$  cm/s la loi s'écrit sous la forme suivante:

$$\theta = [(0,1 \ln \vartheta + 5,4) \cdot \ln V] - [4,38 \cdot \ln \vartheta + 7,2] \quad (7-21)$$

$\theta$  : angle de déflexion des grains colonnaires

$\vartheta$  : vitesse d'avancée du front de solidification

$V$  : vitesse moyenne du liquide

Moukassi a donné une relation empirique entre l'angle  $\theta$ , la vitesse du liquide ( $V$ ) et le gradient thermique dans le solide à l'interface ( $G_S$ ). Cette loi peut s'écrire sous la forme suivante:

$$\theta = (36,7 + 0,065 V) - (1,93 - 0,025 V) G_S \quad (7-22)$$

Donc  $\vartheta$ : vitesse d'avancée du front de solidification

$V$ : vitesse du liquide par rapport au solide

$G_S$  : gradient thermique

La relation permet d'estimer l'intensité du brassage en fonction de la mesure de l'angle d'inclinaison des grains colonnaires et de la valeur du gradient thermique dans le solide à l'interface dans le cas de l'alliage Pb-2% Sb avec  $V$  entre 10 et 100 cm/s.

Moukassi a aussi examiné les influences de la surchauffe initiale et de la composition des alliages sur l'inclinaison  $\theta$  des grains colonnaires.

Dans notre cas, nous avons étudié un seul alliage Al-Cu (2%), refroidi par eau, brassé à quatre vitesses différentes  $\omega = 0, 200, 350, 500$  RPM. Nous avons coulé le métal à haute surchauffe (environ 100°C) et les quatre manipulations ont été effectuées à la même surchauffe. Donc l'effet de la surchauffe et de la composition n'est pas examiné dans notre cas. Par contre nos mesures sont très détaillées. Elles montrent un effet de  $V$ , et du rayon  $r$ . Nous essayons de comparer nos résultats avec les formules empiriques de Takahashi (eq 7-19), Okano et coll pour le cas  $V < 50$  cm/s (eq 7-20). Les résultats de mesure sont aussi comparés avec des mesures de Fredriksson et le calcul d'après Moukassi (eq 7-22). Les mesures d'angle  $\theta$  sont effectuées à un seul niveau  $z = 45$  mm. Nous utilisons la vitesse d'avancée du front de solidification  $\vartheta$  à ce même niveau (Tableau 7-3). La vitesse moyenne de l'écoulement est donné par les résultats du chapitre 6.

Le tableau 7-6 présente les valeurs de l'angle  $\theta$ . On constate que les mesures de Fredriksson sont très proches de nos mesures, parce que Fredriksson a mesuré des angles  $\theta$  sur le même alliage (Al-Cu), encore que la composition soit différente, et à une vitesse de brassage très voisine de notre cas ( $\omega = 200, 345, 570$  RPM).

Les valeurs prédites par Takahashi et par Okano et Coll. sont inférieures à nos mesures d'environ de 1 à 3 degrés. Cet écart est faible, compte tenu des incertitudes.

D'autre part dans nos mesures nous constatons que l'inclinaison  $\theta$  est fonction du rayon ( $r$ ) du lingot. Cependant, ce changement est faible : environ de 1 à 3 degrés. Ceci peut être dû au gradient thermique du solide au front solide- liquide.

Nous avons mesuré le gradient thermique (tableau 7.7 ). Cette mesure a été effectuée sur des thermogrammes de nos manipulations . Ces résultats montrent que le gradient thermique dépend faiblement du rayon dans le lingot. Il diminue légèrement lorsque le front progresse de l'extérieur à l'intérieur de la paroi.

Ensuite nous avons calculé les angles  $\theta$  d'après la formule de Moukassi (éq. 7-22). Les résultats (tableau 7.7) indiquent que, en fonction du rayon du lingot, l'angle  $\theta$  diminue faiblement de 1 à 1,6 degrés. C'est bien le sens de variation que nous avons mesuré. Cependant les valeurs calculées d'après Moukassi sont supérieures à nos mesures. Cet écart est probablement dû au type d'alliage.

Conclusion: Plusieurs facteurs influencent l'inclinaison  $\theta$  . Nous nous limitons à examiner l'influence de l'écoulement du métal liquide , de la vitesse d'avancée du front de solidification et du gradient thermiques. Les résultats montrent que:

l'angle  $\theta$  augmente en fonction de la vitesse du brassage, d'abord très rapidement, puis beaucoup plus lentement .

l'angle  $\theta$  est fonction du rayon du lingot, ce qui traduit un effet du gradient thermique, mais cette variation est faible.

**Tableau:7.3 Paramètres de solidification des lingots refroidis par eau.**

$\omega$ RPM	Z(mm)	45				75				105			
500	U(s)	5	15	25	35	5	15	25	35	5	15	25	35
	$r_2 - r$ (mm)	4.2	12.6	21	29.4	3.67	11	18.3	25.6	2.76	8.2	13.8	19.3
	$\vartheta$ (cm/s)	$0,84.10^{-1}$				$0,73.10^{-1}$				$0,56.10^{-1}$			
$\omega$ RPM	Z(mm)	45				75				105			
350	U(s)	5	15	25	35	5	15	25	35	5	15	25	35
	$r_2 - r$ (mm)	4.87	14.6	24.4	34.1	4.12	12.56	20.94	29.32	3.1	9.3	15.56	21.7
	$\vartheta$ (cm/s)	$0,974.10^{-1}$				$0,824.10^{-1}$				$0,62.10^{-1}$			
$\omega$ RPM	Z(mm)	45				75				105			
200	U(s)	5	15	25	35	5	15	25	35	5	15	25	35
	$r_2 - r$	5.8	17.5	29	40.9	5.0	15.2	25.2	35.3	4.08	12.2	20.4	28.6
	$\vartheta$ (cm/s)	$1,14.10^{-1}$				$1,0.10^{-1}$				$0.816.10^{-1}$			

**Tableau: 7.4 Paramètres des grains équiaxes mesurés et calculés d'après le modèle Desnain et coll (1989).**

type de refroid.	$\Omega$ (RPM)	P(moy) (°K/S)	logP	Deq.cal ( $\mu\text{m}$ )	logNg.cal	Z (mm)	logNg.mes
EAU	200	5.3	0.724	196	11.40	45 75 105	11.69 11.67 11.46
	350	5.5	0.740	170	11.60	45 75 105	11.9 11.87 11.77
	500	6.2	0.792	141	11.84	45 75 105	12.05 11.89 11.89
AIR COMPRI ME	200	0.84	-0.075	360	10.62	45 75 105	10.61 10.73 10.68
	350	0.942	-0.026	349	10.66	45 75 105	10.84 10.89 10.89
	500	0.95	0.022	339	10.70	45 75 105	10.99 10.97 10.90
AIR NATUREL	200	0.473	-0.325	468	10.28	45 75 105	10.44 10.41 10.49
	350	0.480	-0.318	461	10.30	45 75 105	10.69 10.63 10.59
	500	0.512	-0.290	450	10.33	45 75 105	10.74 10.69 10.70

Tableau: 7.5 Paramètres des angles  $\theta$  d'après Moukassi-1988

	Takahashi	Fredriksson	Murakami	Ichikawa	Abe	Okano	Komatsu	Mori
alliage	acier	Al-Cu	Al-Cu	Al-Cu	Al-Cu	acier	acier	Al-Cu
intervalle de vitesse	(20-120) cm/s	(5-25) cm/s	(3-5-80) cm/s	vitesse constante	(5-10) cm/s	(25-120) cm/s	(0-100) cm/s	(0- 25) cm/S
$\vartheta$	$t, k^{1/2}$	par bilan de solute à l'interface	vitesse imposée	$t, k^{1/2}$	vitesse imposée	$t, k^{1/2}$	$t, k^{1/2}$	vitesse imposée
Si $\vartheta$ augmente	$\theta \downarrow$	$\theta \downarrow$	-	-	-	$\theta \downarrow$	$\theta \downarrow$	$\theta \downarrow$
Si V augmente	$\theta \uparrow$	$\theta \uparrow$	$\theta \uparrow$	$\theta \uparrow$	$\theta \uparrow$	$\theta \uparrow$	$\theta \uparrow$	$\theta \uparrow$
Si Gs augmente	-	-	-	-	-	-	-	$\theta \downarrow$
Si CO augmente	-	$\theta +$	$\theta \downarrow$	$\theta \uparrow + \downarrow$	$\theta \uparrow$	-	$\theta +$	-
corrélation	éq(7.19)	/	/	/	/	/	éq(7.20) et (7.21)	/
erreur sur la mesure	3°	4°	11°	/	/	4°	3°	5°

**Tableau:7.6 Paramètres d'angle  $\theta$  mesuré et calculé d'après les formules empiriques**

$\omega$ (RPM)	200	350	500
$V_1$ (cm/s)	20	34	45.6
$\vartheta$ (cm/s)	$0,84.10^{-1}$	$0,974.10^{-1}$	$1,14.10^{-1}$
$\theta$ (Al-Cu 2%)	18 à 21	19 à 24	22.9 à 25.3
$\theta$ (mes.Fred)	19 à 22	22 (345 RPM)	21 à 24 (570 RPM)
$\theta$ (cal.éq:7.19)	18.27	21.82	23
$\theta$ (cal.éq:7.20)	17	20.36	23.1

**Tableau:7.7 Gradients thermiques mesures  
Les angles  $\theta$  calculés d'après Moukassi**

$\omega$ (RPM)	$V_1$ (cm/s)	$r$ (mm)	$G_s$ (°K/cm)	$\theta$ (degré)
350	58.6	34	19.3	31.5
		49	22.7	30
		64		
500	83.7	34	24.7	38
		49	32	37
		64		

## CONCLUSIONS





## CONCLUSION

L'étude réalisée porte sur l'influence des mouvements convectifs, qu'il s'agisse de la convection naturelle ou du brassage mécanique, sur les structures de solidification. Plusieurs approches ont été abordées au cours de cette étude, qui ont permis d'établir des relations expérimentales entre conditions de brassage et structure de solidification.

Le dispositif expérimental est commun, à toutes les expériences. Il est constitué d'une lingotière mince, refroidie par eau ou par air. Le métal liquide est brassé par un agitateur mécanique.

L'influence du brassage et du refroidissement sur la structure de grains des lingots peut être résumée ainsi :

- Dans le cas d'un fort refroidissement (par eau), lorsque le métal liquide n'est pas brassé, la structure du lingot présente seulement de gros grains colonnaires et irrégulièrement allongés. Par contre, avec le brassage la zone colonnaire est réduite. Une zone équiaxe se forme à l'intérieur du lingot, constituée de grains fins et uniformes. La transition avec la zone colonnaire est brutale. Dans la zone colonnaire les grains sont fins, allongés et inclinés d'un angle  $\theta$ . L'angle  $\theta$  mesurable, il est fonction de la vitesse de rotation. La zone équiaxe et la zone colonnaire ont une extension radiale voisine.

- pour le cas de refroidissement par air, la structure de grains peut être décrite en termes simples uniquement dans le cas du brassage. Les grains équiaxes sont fins, ils occupent une partie très importante dans le lingot. En l'absence de brassage, la structure des lingots est complexe. La zone colonnaire contre la paroi du lingot est irrégulière, elle dépend de la cote verticale. Les grains colonnaires sont gros et allongés, orientés vers le centre. Une zone équiaxe est au centre. Les grains équiaxes sont gros et non uniformes.

La proportion de la zone équiaxe augmente en fonction du brassage, d'abord vite puis lentement.

De nombreuses mesures effectuées sur la taille de grains équiaxes par la méthode d'analyse d'image donnent les conclusions suivantes :

La taille de grains équiaxes diminue lorsque le brassage augmente. L'affinage est très spectaculaire quand on passe de la convection naturelle au brassage, ensuite son efficacité décroît lorsque la vitesse du brassage augmente.

L'angle  $\theta$  mesurant l'inclinaison des dendrites colonnaires augmente en fonction de la vitesse du brassage. L'angle  $\theta$  dépend aussi de la vitesse d'avancée du front de solidification et du gradient thermique.

Les thermogrammes de refroidissement donnent beaucoup d'informations sur le comportement du métal liquide dans le lingot brassé. Ils permettent l'exploitation des résultats expérimentaux en fonction du modèle proposé.

Le refroidissement du métal liquide suit une loi exponentielle en fonction du temps. Cette loi peut s'expliquer simplement par un modèle de calcul d'échanges thermiques dans le métal liquide et l'extérieur.

La recalescence diminue en fonction du brassage, d'abord vite puis lentement. Lorsque le brassage augmente, le métal liquide est de plus en plus homogène, la configuration de la recalescence est identique.

La durée du pseudo-plateau dépend du brassage et de la vitesse de refroidissement.

Les résultats expérimentaux montrent que le brassage modifie le comportement du front de solide-liquide. Celui-ci est la frontière entre le métal liquide en suspension et le métal en percolation. Lorsque le brassage augmente, la vitesse de progression de ce front est plus lente. Nous montrons que le changement à la fin du plateau des thermogrammes peut être assimilé au changement du régime hydrodynamique, correspondant au passage du régime des cristaux en suspension dans le liquide brassé au régime de percolation du liquide à travers un squelette solide fixe.

Les examens hydrodynamiques donnent des résultats expérimentaux intéressants sur la configuration de l'écoulement turbulent entre deux cylindres coaxiaux : la distribution de la composante tangentielle de vitesse  $V_\theta$ , celle de la vitesse radiale  $V_r$ , et  $V'_r$  fluctuation de la vitesse radiale.

Nous proposons un modèle thermique simple pour calculer les caractéristiques thermiques entre le métal liquide et l'extérieur. Il prend en compte l'effet de turbulence du métal liquide. Il utilise les valeurs calculées de la vitesse de frottement.

Les mesures de taille de grains équiaxes sont comparées avec les résultats des modèles théoriques précédents (Maxwell et Hellawell., Desnain et Coll). En particulier, nous adaptons le modèle de Desnain pour calculer la taille de grains équiaxes dans le cas du brassage rotatif.

La discussion de la zone de recalescence montre des relations importantes entre la taille de grains équiaxes, la vitesse de refroidissement et le brassage du métal liquide.

Nos résultats montrent que notre dispositif expérimental est un outil bien adapté pour étudier l'influence des paramètres opératoires sur la structure de grains de solidification. Ces résultats peuvent être transposés à la solidification des alliages aluminium en coulée continue à condition de connaître la vitesse de refroidissement, ainsi que l'état hydrodynamique. Nous pensons que la méthode peut s'appliquer également à d'autres alliages de coulée continue.



## **ANNEXES**



## ANNEXE A - 1

### NOTATIONS D'ANALYSE D'IMAGE APPLIQUEE AUX STRUCTURE DE GRAINS EQUIAXE

La présente annexe s'applique principalement au traitement par analyse d'image des micrographies représentant des structures de grains équiaxes de solidification. Ce traitement conduit aux mesures des paramètres suivants : diamètre équivalent, longueur interceptée. La présente annexe est inspirée par les textes de Chermant (1987), Coster et Chermant (1987), Chaix (1988), Raffinot, Hersant et coll (1976).

#### 1. L'image numérisée

Une image est un ensemble de points, nommés "*pixels*", qui forment un réseau (i,j). La résolution de l'image est limitée par la capacité de traitement de calculateur : typiquement 256x256 à 1024x1024 pour les appareils actuels. Chaque pixel a un niveau de gris I(i,j). Ici les niveaux des gris sont généralement codés en 256 niveaux, correspondant à un octet ( $2^8 = 256$ ) : 0 = "*noir*", 255 = "*blanc*".

Sur les appareils non équipés de mémoires numériques, permettant de stocker directement l'image avec ses différents niveaux de gris, l'image est d'abord seuillée. Le seuillage permet de sélectionner les parties de l'image qui intéressent l'opérateur. Après seuillage, les parties de l'image qui ont été sélectionnées sont traduites en blanc et le reste de l'image en noir. On a donc le schéma suivant :

seuillage

image avec différents niveaux de gris =====> Image binaire

On pourra donc dire, selon les concepts utilisés en morphologie mathématique, que le seuillage est une transformation d'image en tout (blanc) ou rien (noir). L'appareil stocke en mémoire l'image numérisée, c'est à dire un tableau de nombres I(i,j) qui codent l'intensité I du pixel (i,j).

#### 2. Morphologie mathématique :

##### 2.1. Elément structurant

Lorsqu'un métallographe décrit une microstructure, il rencontre des formes quelconques qui ne s'apparentent par toujours à des formes classiques. Pour préciser la



formes des objets : rond, sphérique, anguleux, allongé, etc., nous devons passer dans l'esprit de la morphologie mathématique.

L'idée de base de la morphologie mathématique est de comparer l'objet que l'on veut analyser à un objet unitaire de forme connue appelé élément structurant.

## 2.2. Opérations de la morphologie mathématique

Soit  $X$  l'ensemble des points "blancs" (valeur 1),  $B$  un élément structurant, c'est-à-dire également une forme de référence. Pour tout point  $x$  de l'image, on note  $B_x$  l'élément structurant centré en  $x$ . La figure A1 présente certaines transformations basées sur la morphologie mathématique : érosion, dilatation, ouverture, fermeture.

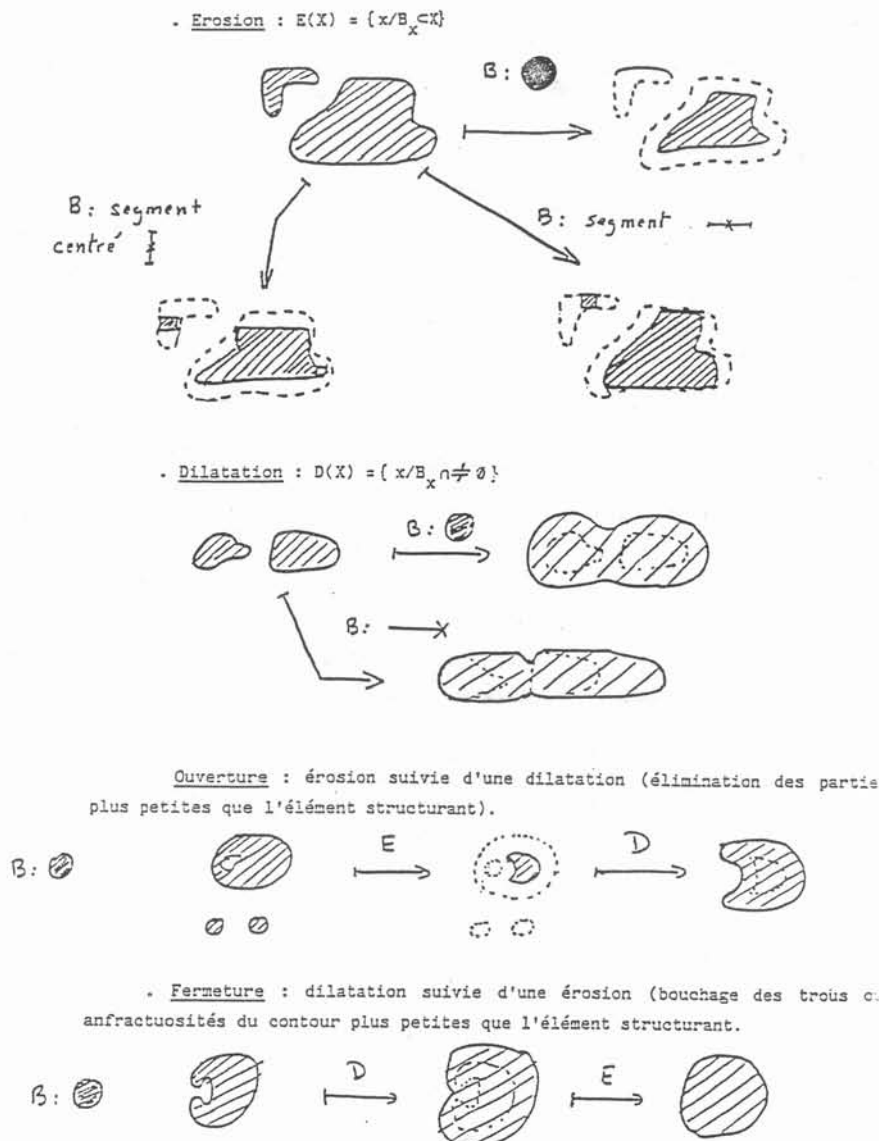


Figure A1 : Opération de la morphologie mathématique.  
(d'après J.M. Chaix-1988)

### 2.3. Granulométrie appliquée à la structure de solidification

Nous appliquons l'analyse d'image aux structures de solidification. Les images métallographiques ne révèlent qu'une seule phase, on y voit des grains de solidification de formes variées. Nous considérons que chaque grain est une particule limitée par un contour fermé. Une structure de solidification est considérée comme la juxtaposition de telles particules.

On distingue la granulométrie linéaire et la granulométrie par ouverture. C'est l'élément structurant utilisé qui les distingue. Dans le cas de la granulométrie linéaire, c'est un segment de longueur  $L$ .

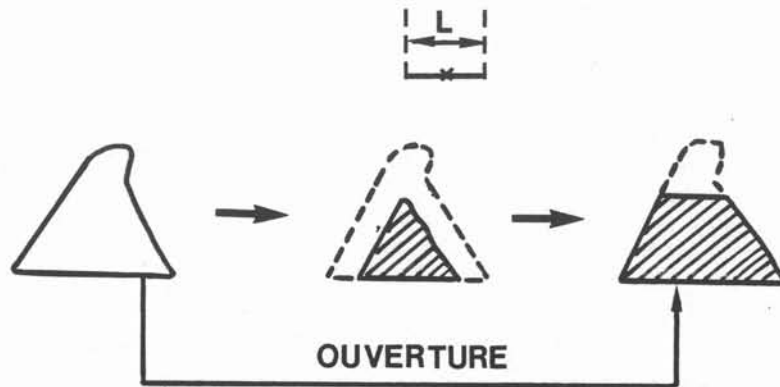


Figure A2 : Principe de la granulométrie linéaire

Toute longueur plus petite que  $L$  disparaît alors que tout segment plus grand est conservé sans dégradation : l'action d'une ouverture est donc celle d'un tamis. En appliquant à l'image des ouvertures de longueur  $L$  croissante et en mesurant après transformation l'aire restante  $A_s$ , on obtient une courbe de distribution cumulée  $G(l)$ , dont on peut déduire la distribution des intercepts  $g(l) = -dG/dl$  (figure A3). Cette répartition est dite granulométrie en mesure, car c'est l'aire qui est mesurée. On peut aussi utiliser l'histogrammes des traversées, ou "granulométrie en nombre":

$$f(l) = (1/L) \cdot g(L).$$

La granulométrie en mesure accorde plus de "poids" aux grandes traversées que la granulométrie en nombre.

A partir de la granulométrie linéaire la longueur interceptée moyenne peut être calculée :

$$\bar{L} = \frac{\int_0^{\infty} \frac{g(l)}{l} dl}{\int_0^{\infty} g(l) dl} = \frac{\int_0^{\infty} l f(l) dl}{\int_0^{\infty} f(l) dl}$$

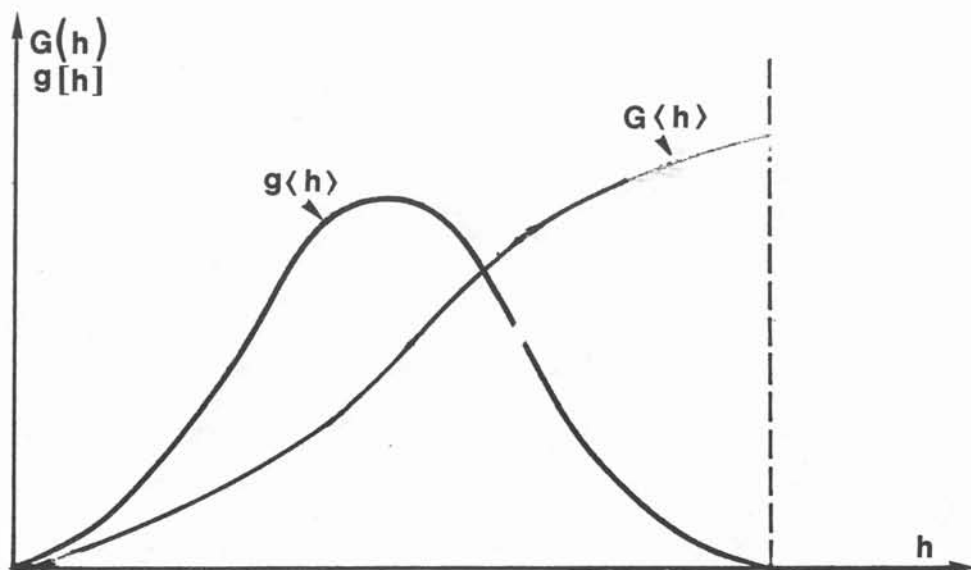


Figure A3 :

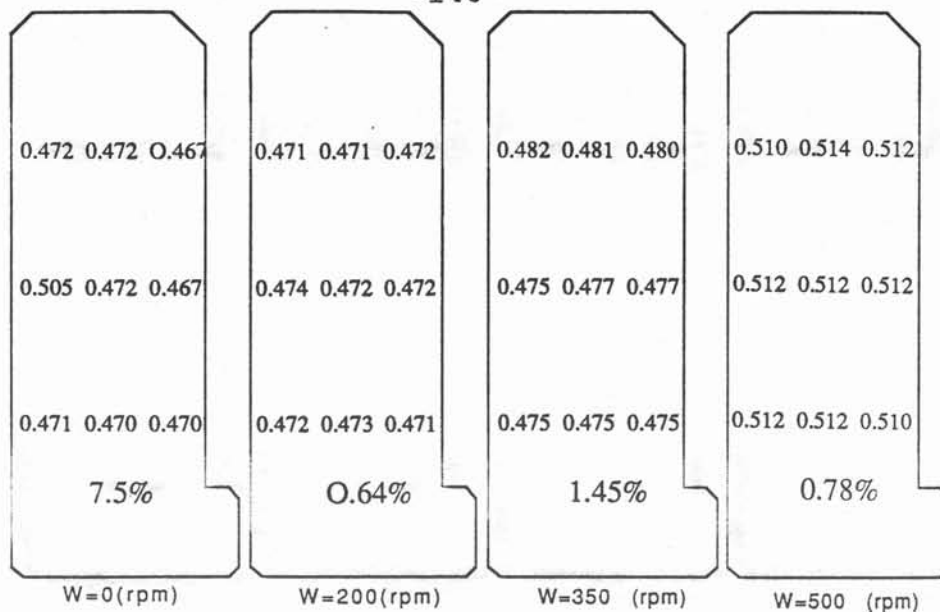
Fonction de répartition  $G(l)$  et  
fonction de distribution granulométrique  $g(l)$

## ANNEXE A - 2

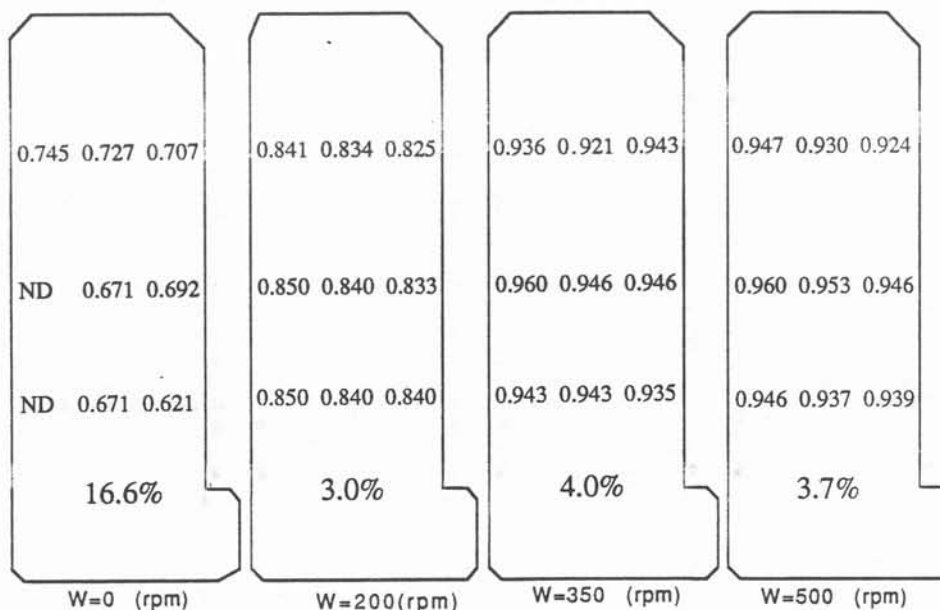
### PARAMETRES DES THERMOGRAMMES

Cette annexe présente les caractéristiques des thermogrammes. C'est-à-dire des enregistrements température - temps pour les différents thermocouples. Les résultats sont présentés sous forme de tableaux. Ils sont disposés suivant la position du thermocouple dans le lingot.

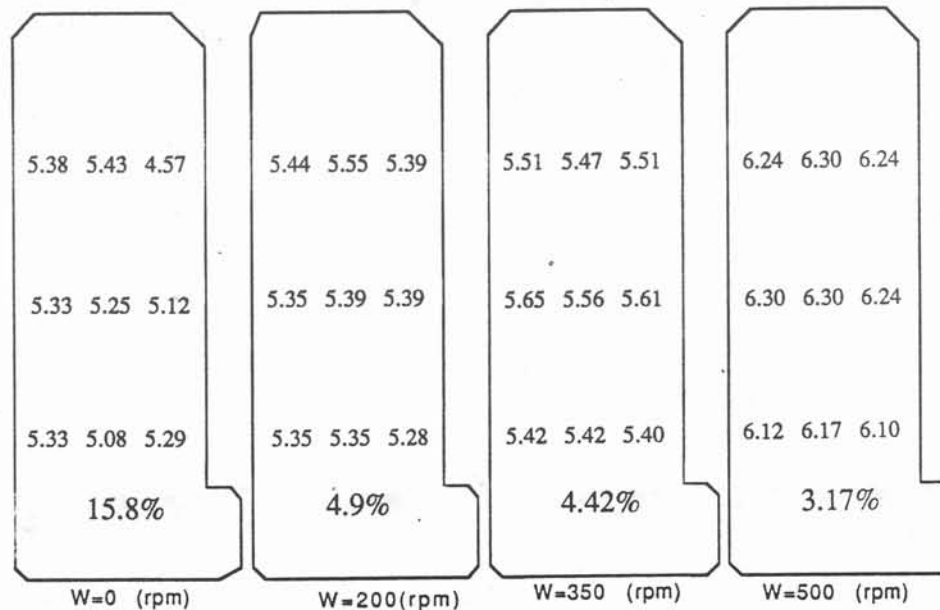
Les paramètres comportent : P vitesse de refroidissement du métal liquide; Uref : temps de refroidissement ; Tmax, Tmin.;  $\Delta T = T_{\text{max}} - T_{\text{min}}$ ; Umin ; Dr : durée de la recalescence, Dpp durée du plateau .



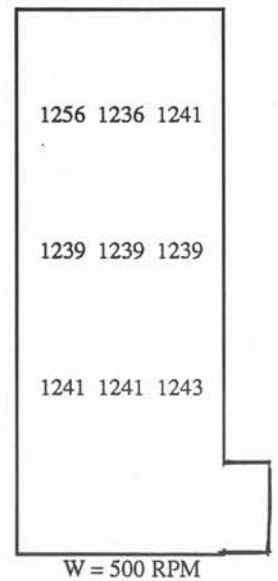
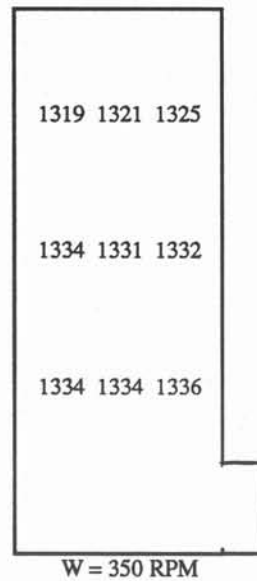
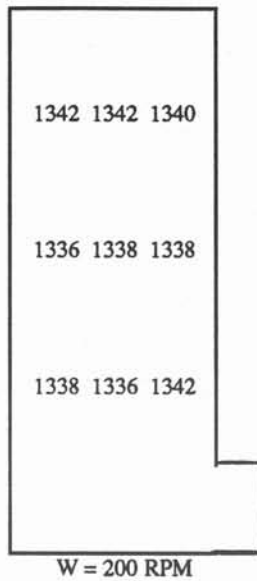
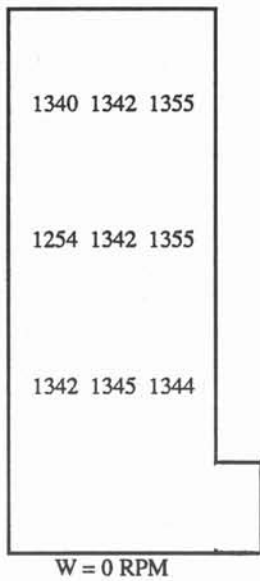
P (K/s). Air naturel



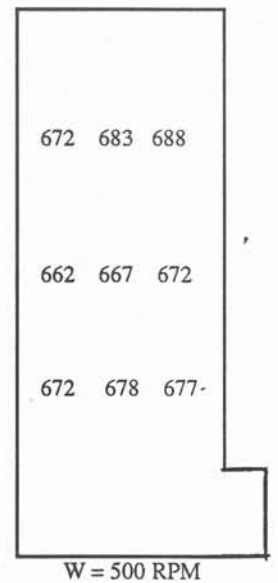
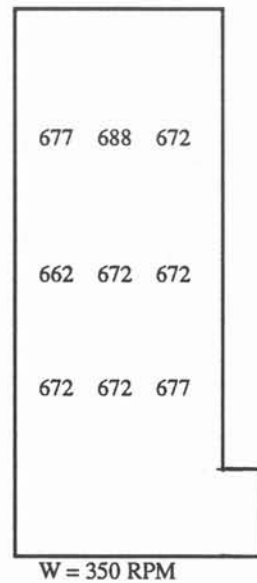
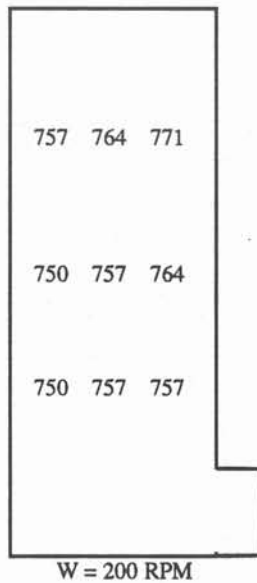
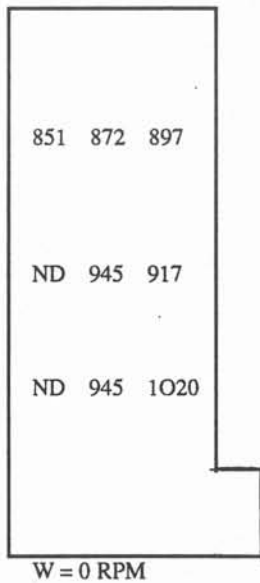
P (K/s). Air comprimé



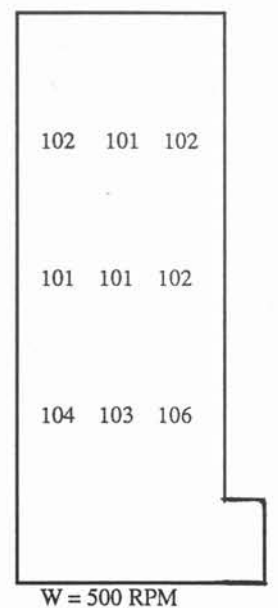
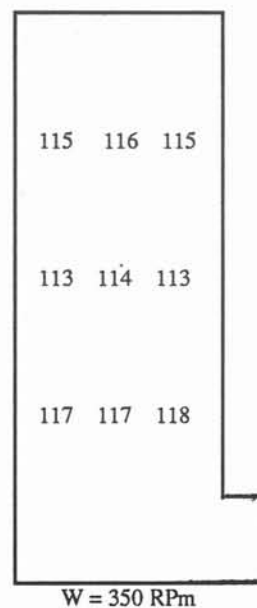
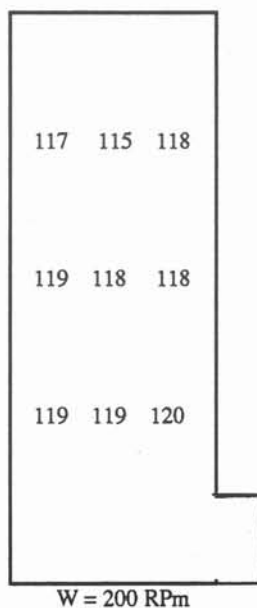
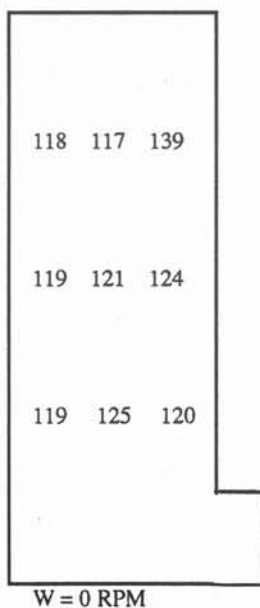
P (K/s). Eau



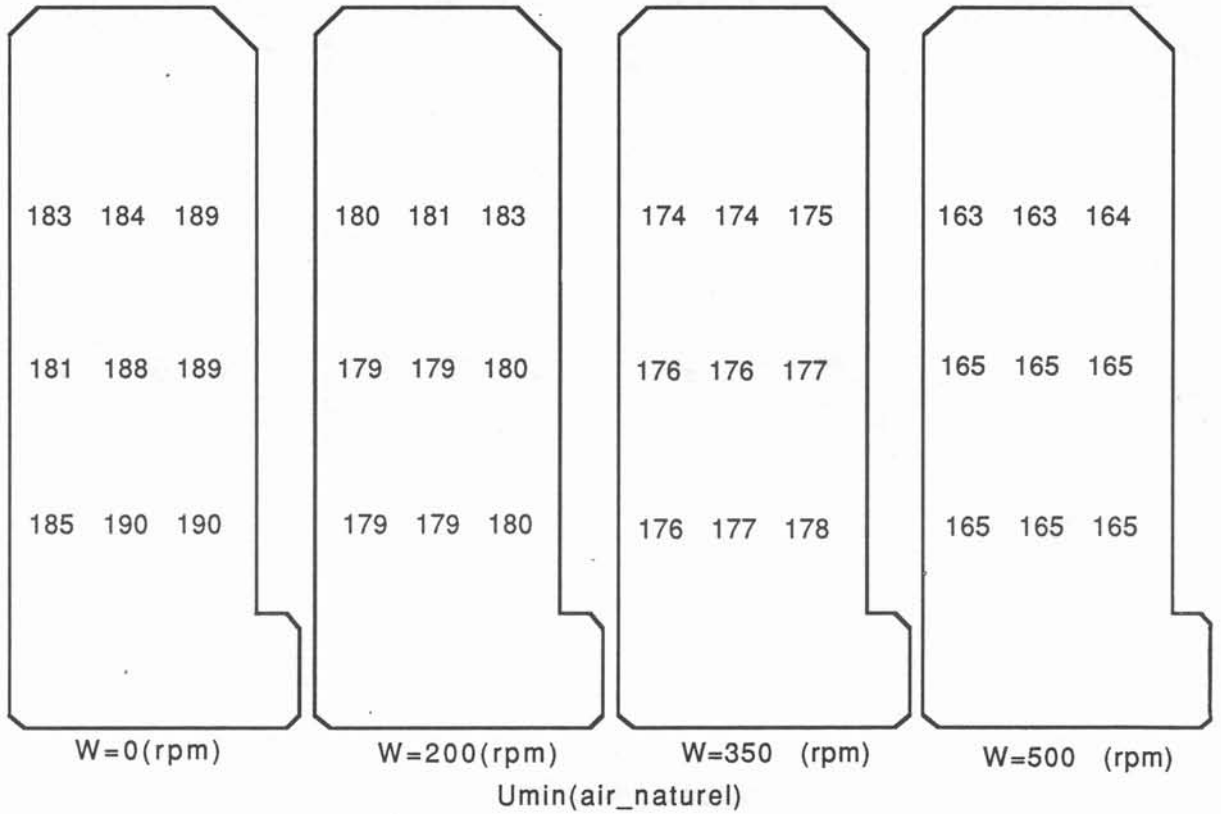
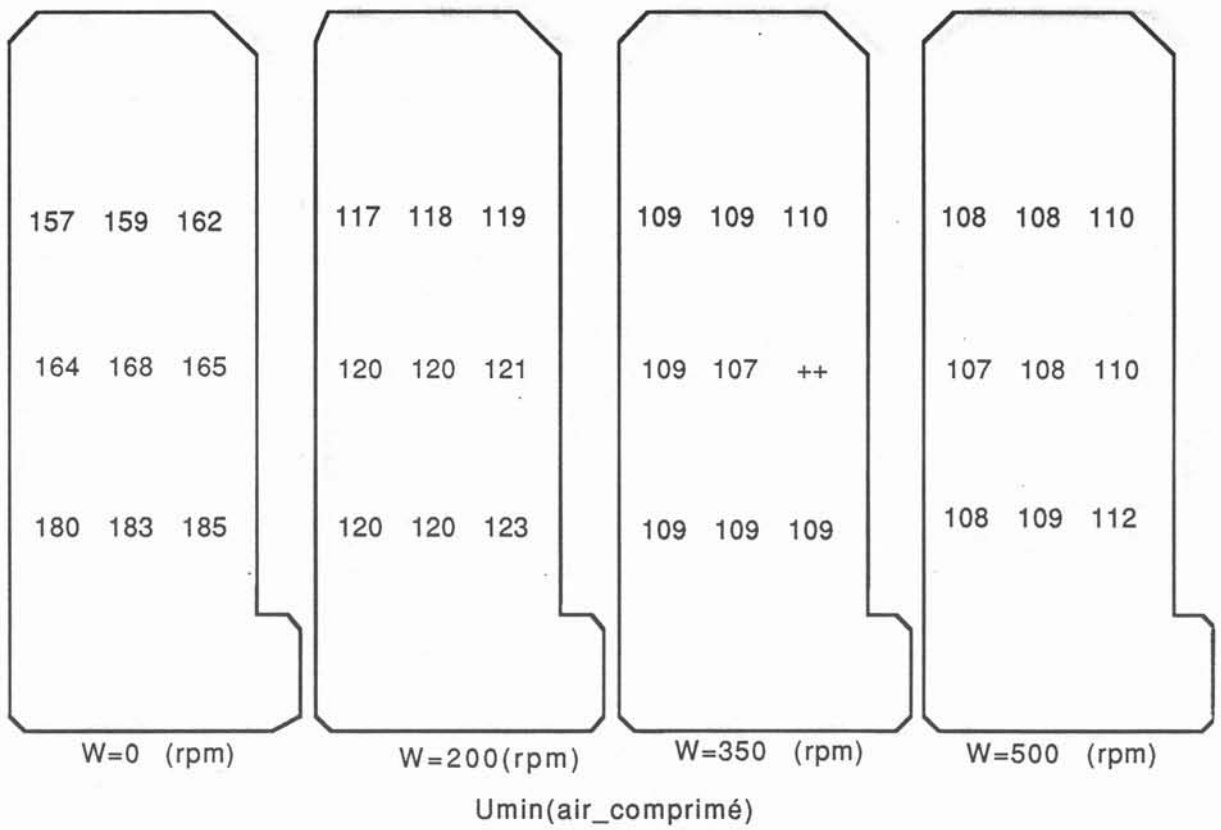
Uref (s) . Air naturel

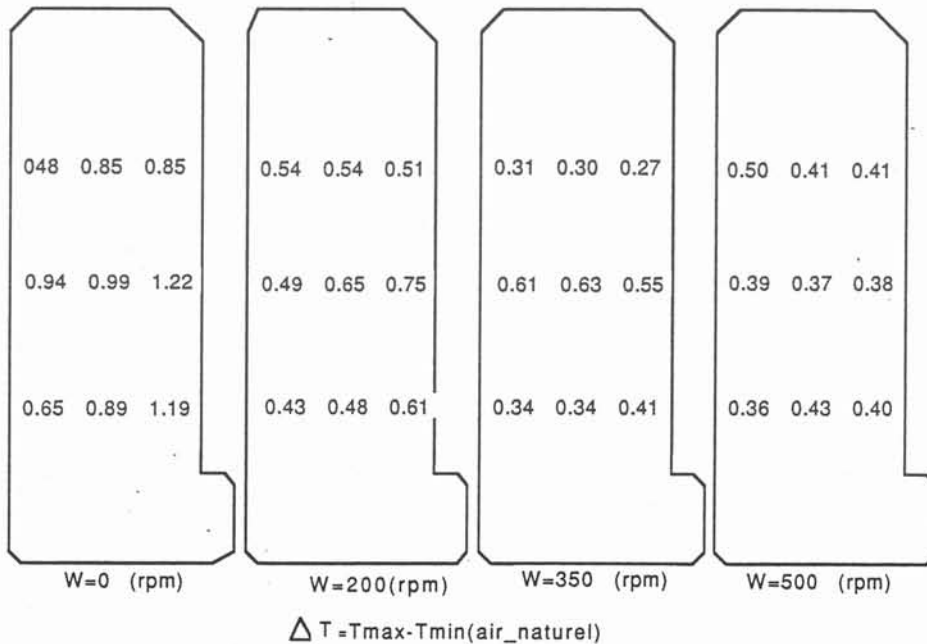
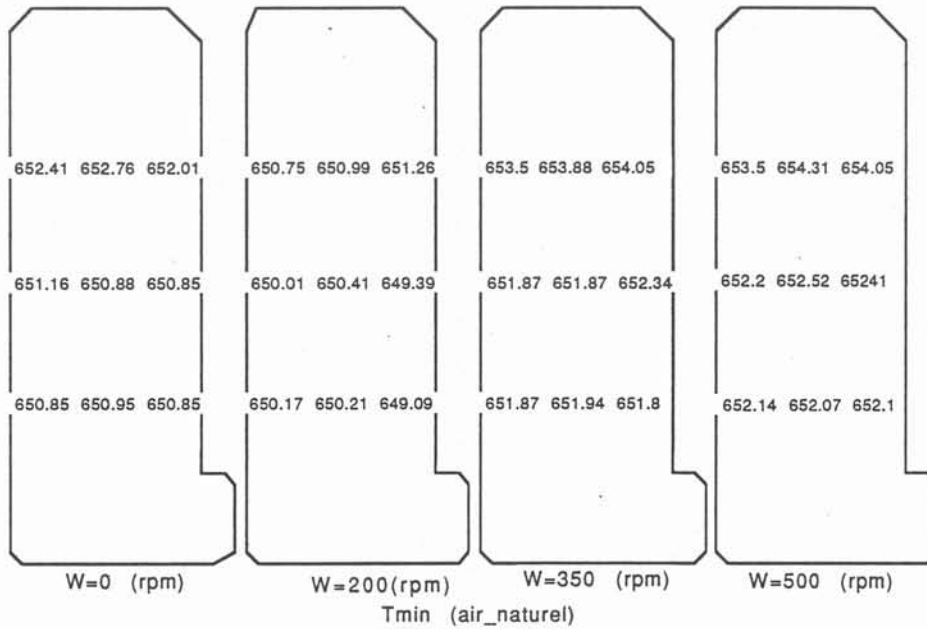
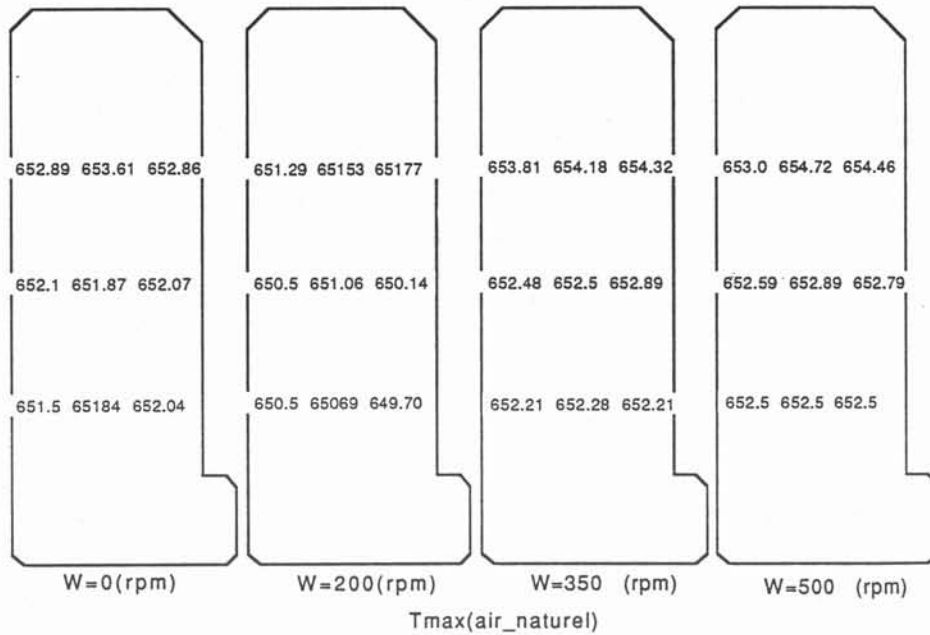


Uref (s) . Air Comprimé.

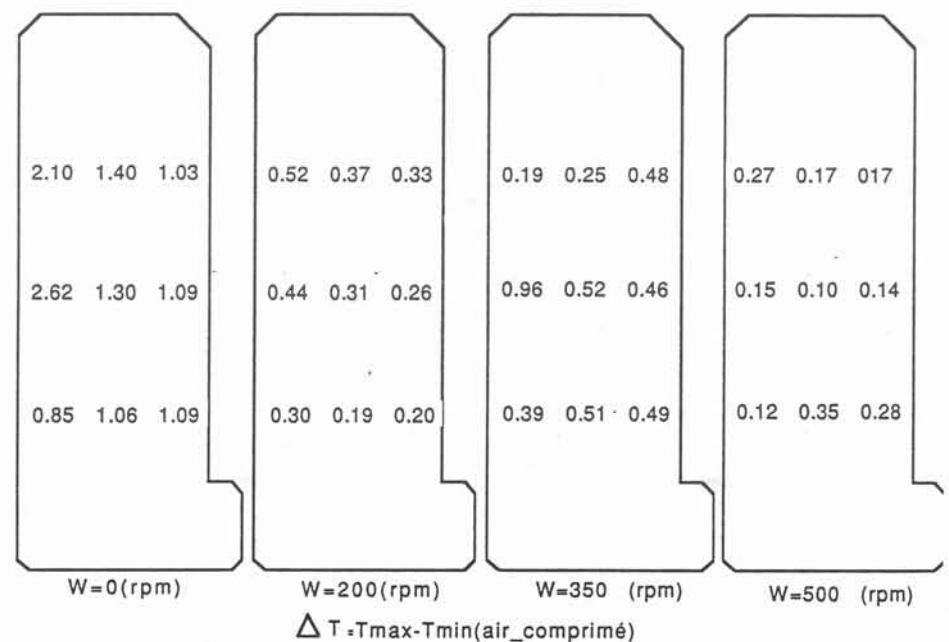
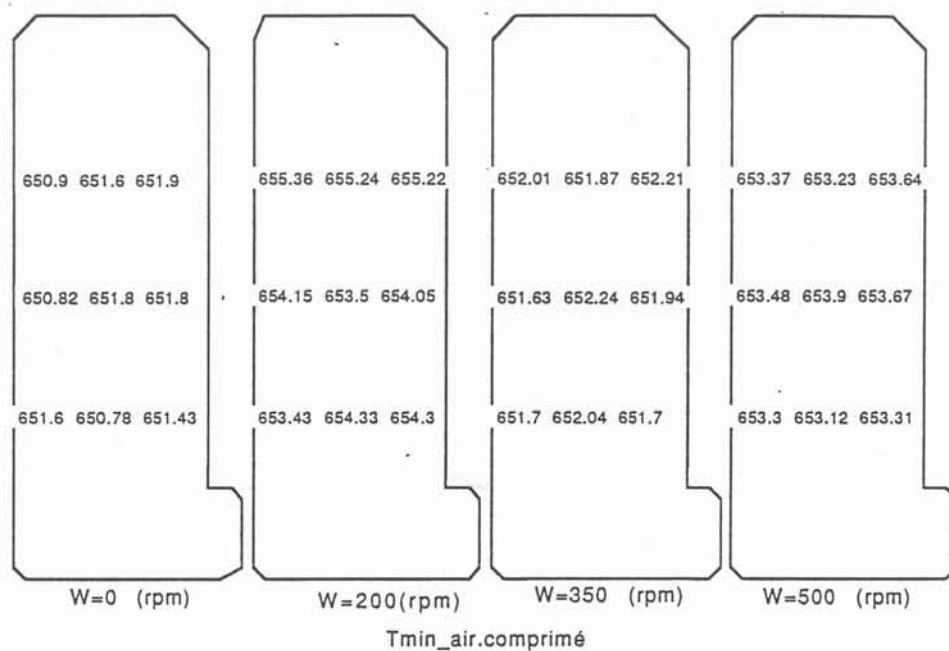
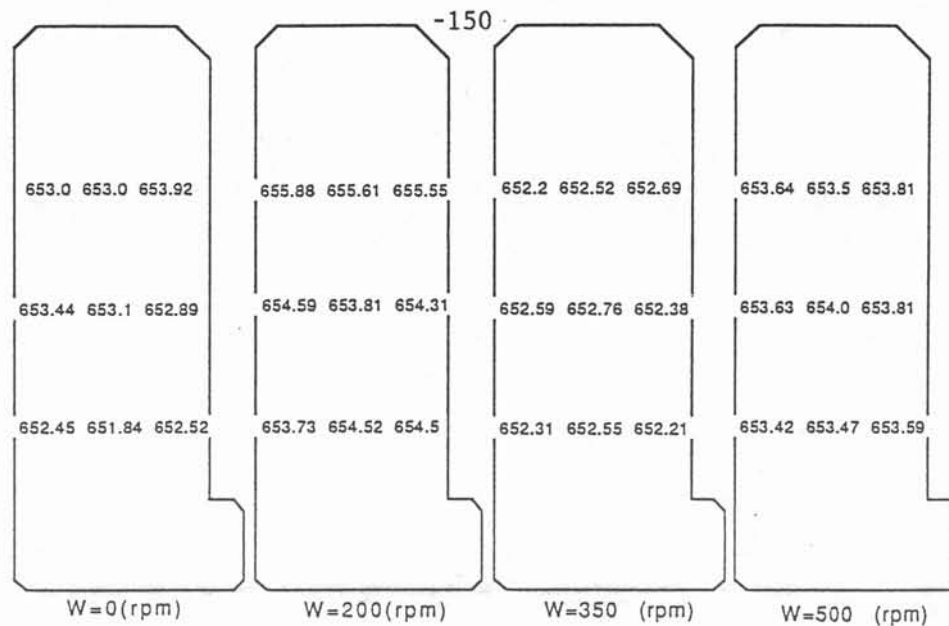


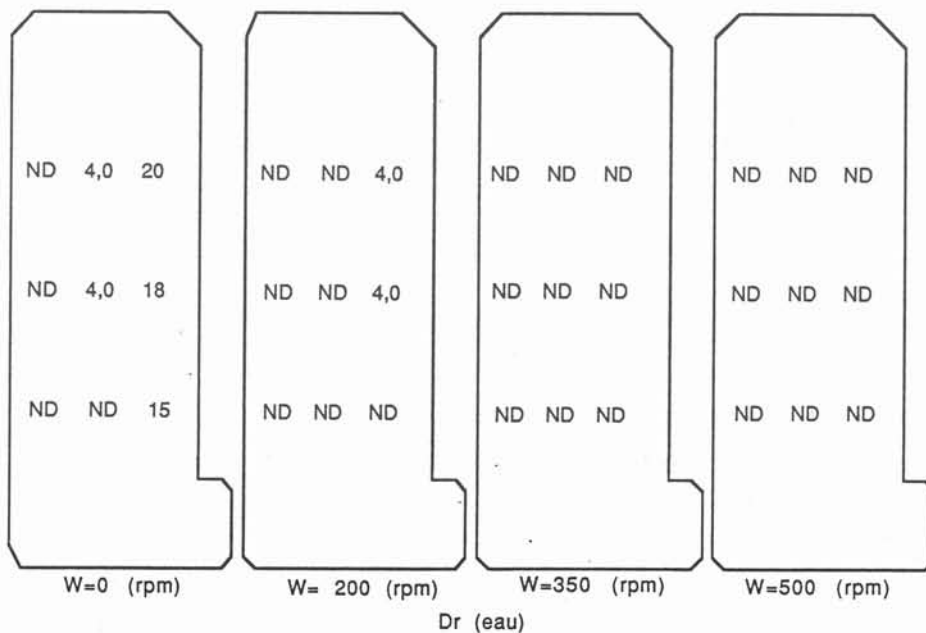
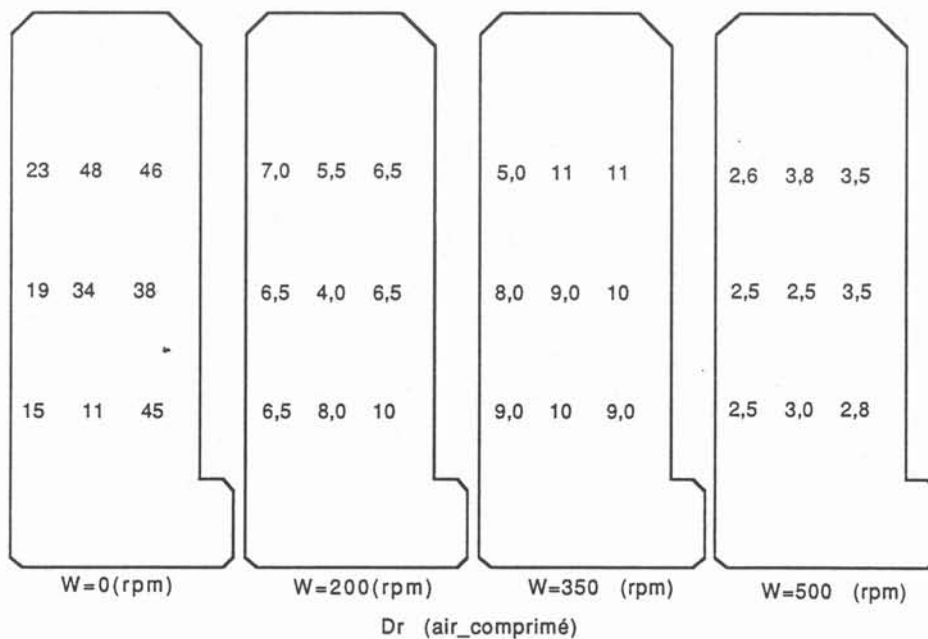
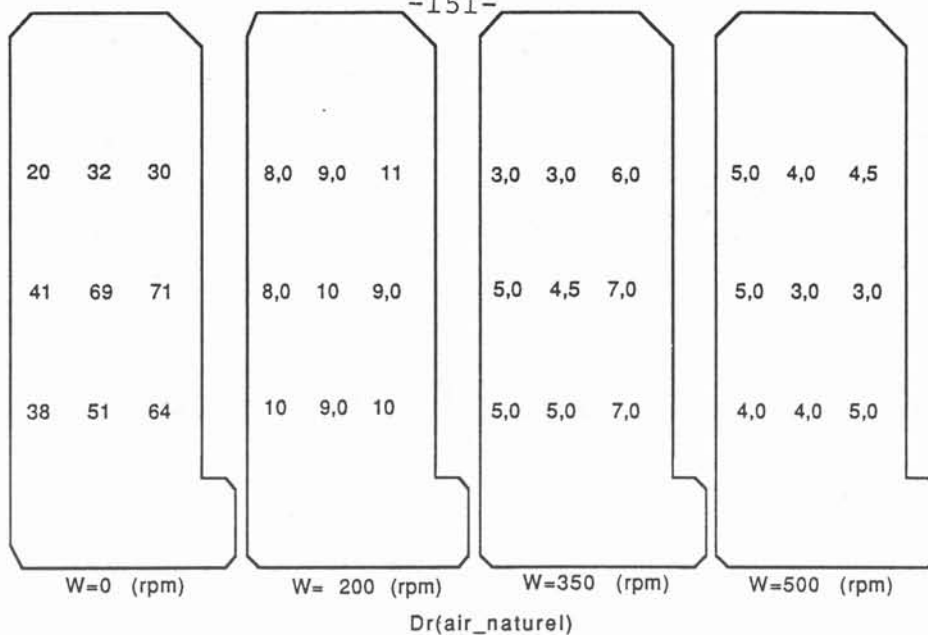
Uref (s) . Eau.

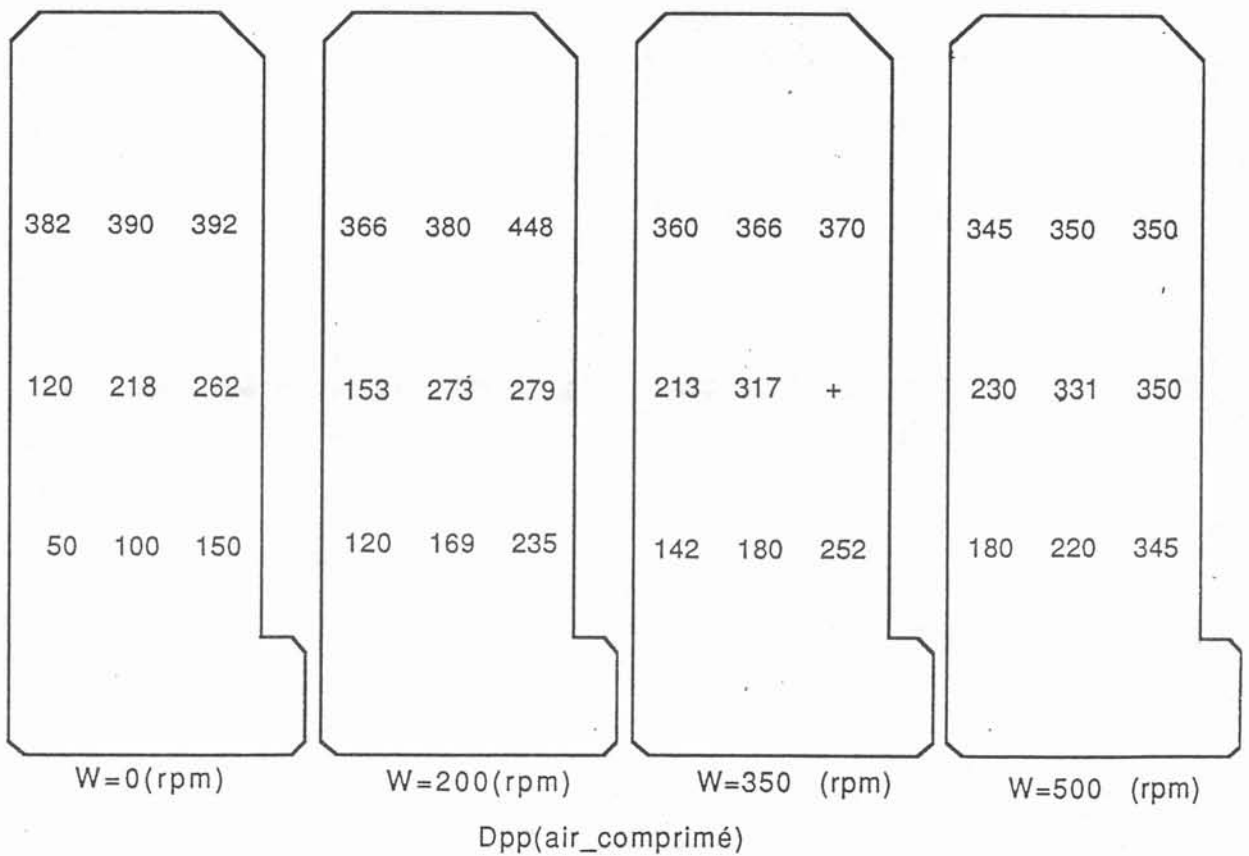
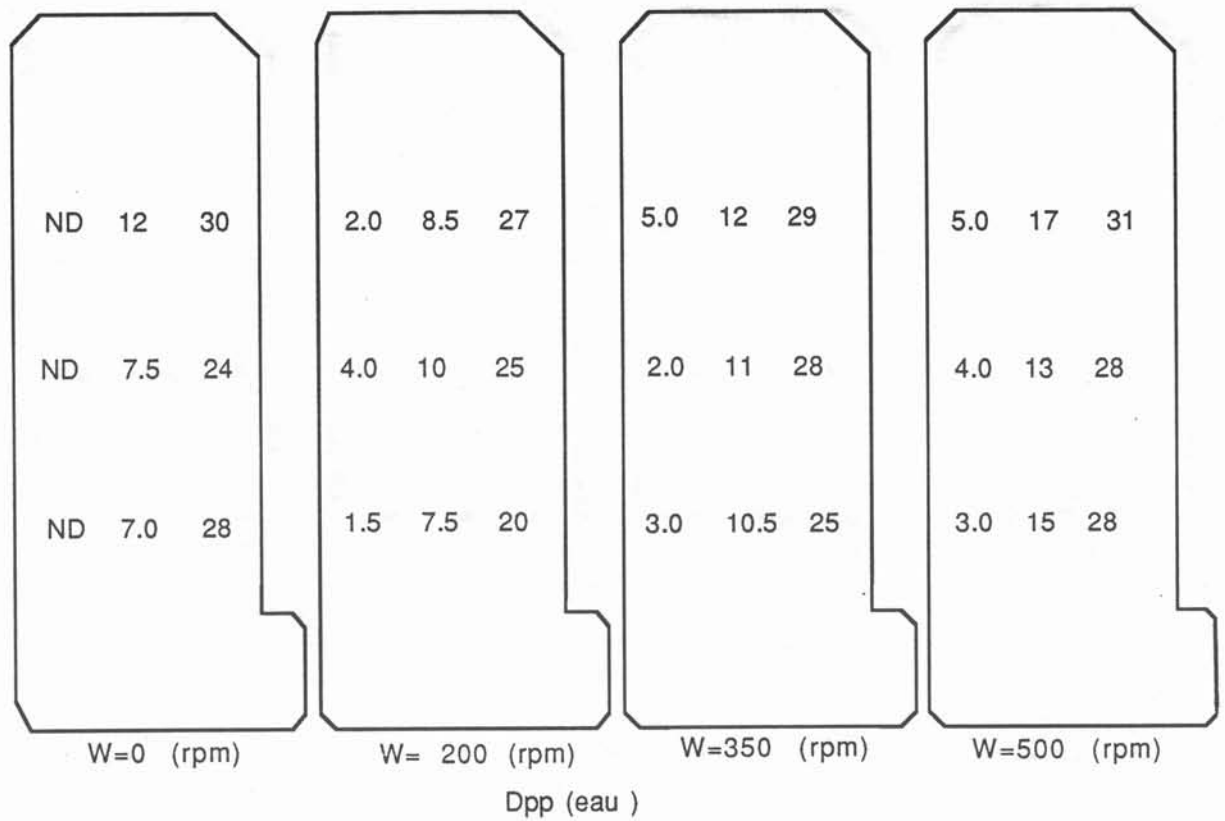












### ANNEXE A -3

#### MODELE DE NUCLEATION ET CROISSANCE DES GRAINS DANS LES ALLIAGES MULTICONSTITUES BRASSES

Desnai et coll. ont présenté un modèle de nucléation et croissance des grains équiaxes dans les alliages d'aluminium en fonction de leur composition et des conditions de brassage. Le modèle prend en compte l'influence du brassage électromagnétique. De plus, il exprime l'influence de la composition sur la croissance des alliages multiconstitués.

Le brassage agit sur les transferts de chaleur et sur les transferts de soluté. Le modèle exprime cette action sous forme de coefficients de transferts calculés à partir de deux grandeurs caractéristiques de l'écoulement,  $\varepsilon$  taux de dissipation turbulente, et  $k_{turb}$ , énergie cinétique turbulente. Sa valeur, notée  $k_{fr}$ , est prise à proximité du front solide liquide. Elle permet d'évaluer la vitesse de frottement pariétal  $V_{fr}$ , qui détermine la valeur du coefficient de transfert  $h_{fr}$  entre le liquide et le front solide-liquide.  $V_{fr}$  est calculée à partir de la relation suivante (White - 1974):

$$V_{fr} = (0.3 \cdot k_{fr})^{1/2}$$

La vitesse de refroidissement  $P$  dépend du brassage. Celle-ci est proportionnelle à l'intensité de  $I$  circulant dans le brasseur électromagnétique. Un résultat du modèle est que  $\varepsilon$  est proportionnel à  $I^3$ , et que  $k_{turb}$  est proportionnel à  $I^2$ .

Connaissant la valeur  $P$ , nous pouvons en déduire le nombre de grain ( $N_G$ ) équivalente (Fig.7.5), donc nous pouvons appliquer tout le modèle.

Le modèle est une simulation numérique du refroidissement du bain avec nucléation et croissance des cristallites, comme celui de Maxwell et Hellawell (1975).

1) Au pas de temps (i-1) le modèle a calculé la surfusion du bain  $DT$  qui vérifie l'équation suivante :

$$DT = T_q - T_i = 2 \Gamma / R + D T_{sol} \quad (A 3 . 1)$$

avec:  $2 \Gamma / R$  surfusion de courbure  
 $D T_{sol}$  surfusion solutale

Celle-ci est calculée par une approximation linéaire

$$D T_{sol} = \sum_j m_j \cdot (C_{bj} - C_{Lj}) \quad (A 3 - 2)$$

$m_j$  est la pente du liquidus de l'alliage binaire Al-j, et :

$$v_c \cdot C_{Lj} (1 - k_j) = Sh_j \frac{D_j}{R} (C_{Lj} - C_{bj})$$

La vitesse de croissance  $V_c$  est donnée par le bilan de soluté j à l'interface du cristallite:

$$C_{Lj} = \frac{C_{bi}}{1 - (1 - k_j) \cdot v_c \cdot R / D_j / Sh_j} \quad (A 3 - 3)$$

De 5-2 et 5-3 l'équation 5-4 :

$$D T_{sol} = \sum_j m_j \cdot C_{bj} \cdot \left[ 1 - \frac{1}{(1 - y/y_j)} \right] \quad (A 3 . 4)$$

Le nombre de Sherwood ( $Sh_j$ ) dépend du brassage. Il peut se calculer à partir de  $\epsilon$  (taux de dissipation de l'énergie turbulente), à l'aide d'une corrélation citée par Batchelor (1980) :

$$Sh_j = 2 + 0.35 \left( \frac{4 R^2 \epsilon^{1/2}}{D_j \cdot v^{1/2}} \right)^{1/3} \quad (A 3 . 5)$$

Dans le cas de la diffusion pure  $\epsilon = 0$ ,  $Sh_j$  se réduit à la valeur 2 classique.

2) Puis le nombre de nouveaux cristallites  $dN$  ( $i - 1$ ) est calculé par la loi phénoménologique de nucléation (Hollomon et Turnbull - 1953):

$$\frac{dN}{dt} = Q_0 (N_0 - N) \exp \left[ - \frac{F(\theta)}{D T^2 \cdot (T - DT)} \right] \quad (A 3 . 6)$$

$$F(\theta) = \frac{16}{3} \Pi \frac{N_A \cdot \sigma^3 \cdot f(\theta)}{R_g \cdot (\Delta S_v)^2} \quad (A 3 . 7)$$

La surfusion  $DT = T_q - T_b$

$f(\theta)$  est le rapport entre le volume du germe hétérogène et celui de la sphère de même rayon de courbure,  $\theta$  étant l'angle de contact entre le germe et le substrat. Il est traité

comme un paramètre ajustable. Alors que le rayon R des cristaux de différentes classes de cristallites formés éventuellement au pas de temps précédents.

3) L'équation A 3-4 donne  $DT_{sol}$ , dont est déduite par dichotomie la valeur de  $y = V_c \cdot R$ , donc la vitesse  $v_c$  à laquelle croît chaque cristallite de rayon R.

Le modèle calcule alors la nouvelle valeur des rayons R, puis la quantité de solide formé  $df_s$ . Il en déduit le dégagement de chaleur latente :

$$C_P [DT(i) - DT(i-1)] = P \cdot dt - L_f \cdot df_s \quad (A 3.8)$$

La nouvelle valeur de surfusion DT est calculée par l'équation (A3.1). Enfin, on calcule le nombre  $dN(i)$  de cristallites formés le cas échéant et la nucléation s'arrête soit par épuisement des sites de nucléation, soit par extinction, la recalescence ayant réduit la surfusion jusqu'à éteindre la nucléation.

Les résultats du modèle sont :

- 1) La variation de la température pendant l'entrée en surfusion et la recalescence.
- 2) Le nombre de grains par unité de volume  $NG$  en fonction du nombre de particules nucléantes  $N_0$ , de l'efficacité des agents nucléants, caractérisée par l'angle  $\theta$ , de la cinétique de refroidissement  $P$ , et du rayon initial des germes  $R_0$ .

Du nombre total de germes formés  $NG$ , nous déduisons une taille moyenne de grain avec l'expression :

$$D_{eq} = \left( \frac{6}{\Pi \cdot NG} \right)^{1/3} \quad (A 3.9)$$

Nous utilisons les résultats du modèle pour calculer la taille de grains équiaxes dans notre cas.

La figure 7.5 présente les relations entre la vitesse de refroidissement  $P$ , le nombre de grains  $NG$  et l'intensité du brassage électromagnétique  $I$  du modèle de Desnain.

A partir des différentes vitesses de refroidissement  $P$  de nos cas (chapitre 5 et Annexe A-2), nous trouvons les différentes valeurs du nombre de grains  $NG$  correspondant, d'après la figure 7-5, puis la taille de grains est calculée par l'équation A 3.9.

## LISTE DES SYMBOLES DU MODELE

$C_{bj}, C_{Lj}, C_{sj}$	$(s\ m^{-2})$	Concentration volumique du constituant j dans le bain, dans le liquide interfacial, dans le solide.
$C_p$	$(JK^{-1}\ m^{-3})$	Capacité calorifique du liquide.
$D_{eq}$	$(m)$	Diamètre équivalent du grain.
$D_j$	$(m^2\ s^{-1})$	Diffusivité chimique du constituant j.
$DT$	$(K)$	Surfusion
$DT_{sol}$	$(K)$	Surfusion solutale.
$\Delta S_v$	$(JK^{-1}\ m^{-3})$	Entropie de fusion volumique.
$\varepsilon$	$(W\ kg^{-1}\ s^{-1})$	Taux de dissipation de l'énergie turbulente.
$f_s$	$(-)$	Fraction solide.
$f(\theta)$		Rapport de volume, éq. A3.2.
$\Gamma$	$(K\ m)$	Paramètre Gibbs- Thomson.
$h_{fr}$	$(W\ m^{-2}\ K^{-1})$	Coefficient d'échang thermique,
$j$		Indice relatif aux solutés.
$k_{turb}, k_{fr}$	$(w\ kg^{-1})$	Energie turbulente et sa valeur au
$k, k_j$		Coefficient de distribution du soluté j.
$L_f$	$(J\ m^3)$	Enthalpie de fusion volumique
		paramètre, éq. A3.8
$m, m_j$	$(K\ m^{-3}\ mole^{-1})$	Pente du liquidus relative à j.
$N_G$	$(m^{-3})$	Densité, densité finale de cristallites.
$N_A$		Nombre d'Avogadro.
$N_O$	$(m^{-3})$	Densité de sites de nucléation.
$\nu$	$(m^2\ s^{-1})$	Viscosité cinématique du liquide.
$P$	$(K\ s^{-1})$	Vitesse de refroidissement du liquide.
$Q_0$	$(s^{-1})$	Fréquence de nucléation par site.
$\Gamma$	$(m^{-1})$	Paramètre Gibbs-Thomson.
$R_0$	$(m)$	Rayon du cristallite.
$R_g$	$(JK^{-1})$	Constante des gaz.
$\rho$	$(kg\ m^{-3})$	Masse volumique.
$\sigma$	$(J\ m^{-2})$	Energie de l'interface solide-liquide.

$Sh_j$		Nombre de Sherwood.
$T_b$	( K )	Température du bain.
$T_q$	( K )	Température d'équilibre.
$\theta$	( radians, degrés )	Angle de mouillage, éq.A 3 .5.
$u_{fr}$	( m s <sup>-1</sup> )	Vitesse de frottement parietal.
$v_c$	( m s <sup>-1</sup> )	Vitesse de croissance.
$y, y_j$	( m <sup>2</sup> s <sup>-1</sup> )	Paramètres, éq. A3.4

Composition des alliages, paramètre  $DT_{MH}$

alliage		Cu	Mg	Mn	Zn	Si	Fe	Zr	DMH (K)
3004	min	0.10	1.05	0.95	-	0.15	0.30	-	6.2
	vis	0.15	1.10	1.0	-	0.17	0.40	-	7.1
	max	0.20	1.15	1.05	-	0.20	0.50	-	8.0
5182	min	-	4.40	0.30	-	0.08	0.20	-	16.5
	vis	-	4.60	0.35	-	0.10	0.25	-	17.5
	max	-	4.8	0.40	-	0.12	0.30	-	18.5
6060	min	-	0.40	-	-	0.35	0.15	-	3.9
	vis	-	0.45	-	-	0.40	0.19	-	4.5
	max	-	0.50	-	-	0.45	0.22	-	5.0



tableau: A.3.1 Résultats du modèle Desnain et Coll (1989).

alliage	I (A)	P K/s	logP	NG 1E08/m <sup>3</sup>	logNG
5182	600	0.19	-0.72	46	9.66
	350	0.113	-0.947	24	9.38
	100	0.032	-1.494	4.8	8.86
	50	0.016	-1.796	1.1	8.04
3004	600	0.189	-0.72	12.3	9.08
	350	0.111	-0.95	6.97	8.84
6060	350	0.111	-0.955	2.5	8.39

## ANNEXE A - 4

### EVALUATION DU TRANSFERT THERMIQUE ENTRE LE METAL LIQUIDE ET L' EXTERIEUR

#### 1. Flux d'échange par convection.

Le creuset est refroidi par le fluide (eau ou air comprimé) qui s'écoule entre deux tubes coaxiaux de longueur L, le creuset lui-même (rayon  $r_4$ ) et la gaine (rayon  $r_{xt}$ ). Dans ce cas on calcule le périmètre mouillé  $\mathcal{P}$ , la section d'échange  $\mathcal{A}$ , puis le diamètre hydraulique  $D_h$  ceci permet de calculer le nombre de Reynolds :

$$\mathcal{P} = 2 \Pi r_4$$

$$\mathcal{A} = \Pi (r_{xt}^2 - r_4^2)$$

$$D_h = 4 \cdot (\mathcal{A} / \mathcal{P})$$

La vitesse U est donnée par le débit  $\mathcal{D}$

$$\mathcal{D} = \mathcal{A} \cdot U$$

$$Re = \frac{1}{\nu} \cdot U \cdot D_h = \frac{4}{\nu} \cdot (\mathcal{D} / \mathcal{P})$$

##### a. Le cas de l'eau :

$$r_{xt} = 80 \cdot 10^{-3} \text{ m} \quad : \text{ rayon extérieur}$$

$$r_4 = 70 \cdot 10^{-3} \text{ m} \quad : \text{ rayon intérieur}$$

$$\mathcal{A} = 4,71 \cdot 10^{-3} \text{ m}^2 \quad : \text{ section}$$

$$\mathcal{P} = 4,3982 \cdot 10^{-1} \text{ m} \quad : \text{ périmètre}$$

$$D_h = 42,8 \cdot 10^{-3} \text{ m} \quad : \text{ diamètre hydraulique}$$

$$\mathcal{D} = 0,333 \text{ l/s} = 0,333 \cdot 10^{-3} \text{ m}^3 : \text{ débit d'eau}$$

$$U = 7,07 \cdot 10^{-2} \text{ m/s} \quad : \text{ vitesse de l'eau}$$

Température de fluide prise à  $(100 + 20) / 2 = 60^\circ\text{C}$

Caractéristiques de l'eau à  $60^\circ\text{C}$ :

$$Pr = 3,02$$

$$k = 0,651 \text{ W m}^{-1} \text{ K}^{-1}$$

$$\nu = 0,0477 \cdot 10^{-5} \text{ m}^2/\text{s}$$

$$\rho = 985,4 \text{ kg/m}^3$$

$$C_p = 4184 \text{ J/kg.K}$$

Le calcul donne :  $Re = 6349$ .

Donc l'écoulement de l'eau entre les deux cylindres est turbulent. D'après la loi de l'écoulement forcé dans un tube lisse, le coefficient d'échange avec l'eau peut être calculé de la façon suivante:

Nombre de Nusselt correspondant :

$$Nu = Nu^* \cdot [1 + (D_h / L)^{0.7}]$$

$$\text{avec : } Nu^* = 0,023 \cdot Re^{0.8} \cdot Pr^{0.33} = 36,5$$

$$Nu = 50$$

Alors  $h_{xt} = \frac{k_{xt}}{D_h} \cdot Nu = 760 \text{ W m}^{-2} \text{ K}^{-1}$

**b. Le cas de l'air comprimé:**

Débit d'air comprimé  $\mathcal{D} = 0,025 \text{ m}^3/\text{s}$ .

Température de l'air prise à  $(653 + 20)/2 = 336^\circ\text{C} = 609^\circ\text{K}$

Les caractéristiques de l'air à  $600^\circ\text{K}$  :

$$\nu = 51.5 \cdot 10^{-6} \text{ m}^2/\text{s}$$

$$k = 45,60 \cdot 10^{-3} \text{ W m}^{-1} \text{ K}^{-1}$$

$$Pr = 0.702$$

Le calcul donne  $Re = 4423$ .

Donc l'écoulement de l'air entre deux cylindres est turbulent. D'après la loi de l'écoulement forcé dans un tube lisse, le coefficient d'échange avec l'air comprimé peut être calculé :

$$Nu^* = 16.9 ; Nu = 23$$

Le coefficient d'échange avec l'air comprimé est  $h = 24.5 \text{ W m}^{-2} \text{ K}^{-1}$ .

**c. Air en convection naturelle.**

D'après la loi de convection libre sur les surfaces isothermes ( H. W. MAC ADAMS ), nous avons calculé le coefficient d'échange avec l'air en convection naturelle de la façon suivante:

- Nombre de Rayleigh :

$$Ra = Gr \cdot Pr \text{ avec } Gr = \frac{g \cdot \beta \cdot \Delta T \cdot L^3}{\nu^2} = 22740601, Pr = 0.702$$

Donc les relations pour un écoulement laminaire peuvent être appliquées:

- Nombre de Nusselt correspondant:

$$Nu = A \cdot (Gr \cdot Pr)^m = 37.2 \text{ avec } A = 0.59 \text{ et } m = 0.25$$

Alors :  $h = \frac{k}{L} \cdot Nu = 9.4 \text{ W m}^{-2} \text{ K}^{-1}$

**2. Flux d'échange radiatif.**

Le flux de chaleur par rayonnement joue un rôle important pour le cas de refroidissement par l'air comprimé et par l'air en convection naturelle. Le flux total d'échange à travers la surface latérale peut s'écrire d'après l'équation suivante:

$$F_1 = h \cdot (T_4 - T_{xt}) + h_r \cdot (T_4 - T_{xt})$$

terme convectif      terme de rayonnement

avec :  $h_r = \varepsilon \cdot \sigma \cdot (T_4^2 + T_{xt}^2) \cdot (T_4 + T_{xt})$   
 $\varepsilon = 0.8$  émissivité de la tôle.  
 $\sigma = 5,67.E-08$  Cte Stephan- Boltzmann.

Pour le calcul de  $h_r$ ,  $T_4$  la température de la surface extérieure du creuset a été prise ici égale à  $T_4 = 653^\circ\text{C} = 923^\circ\text{K}$ .

Alors:  $h_r = 52.3 \text{ W m}^{-2}\text{K}^{-1}$ .

Enfin le coefficient d'échange  $h_{xt}$  est égale:

- $h_{xt} = h = 760 \text{ W m}^{-2}\text{K}^{-1}$  pour le cas de refroidissement par eau.
- $h_{xt} = h + h_r = 76.5 \text{ W m}^{-2}\text{K}^{-1}$  pour le cas de refroidissement par l'air comprimé.
- $h_{xt} = h + h_r = 61.7 \text{ W m}^{-2}\text{K}^{-1}$  pour le cas de refroidissement par l'air en convection naturelle.

### 3. Flux d'échange à travers la surface de l'agitateur :

Le flux de chaleur transféré par échange avec la paroi de l'agitateur (figA4.1) peut s'écrire d'après l'équation suivante :

$$\frac{F_{ag}}{S_{ag}} = \frac{F_{ag}}{2 \cdot \pi \cdot r_1 \cdot L_1} = \frac{T_b - T_1'}{\frac{r_1}{r_2} \cdot \frac{e_1}{k_1}} = \frac{T_1' - T_{xt}}{\frac{r_1}{r_3} \cdot \frac{e_2}{k_2}} = \frac{T_b - T_{xt}}{R_{ag}}$$

Ici  $R_{ag}$  est la résistance thermique globale:  $R_{ag} = \frac{r_1}{r_2} \cdot \frac{e_1}{k_1} + \frac{r_1}{r_3} \cdot \frac{e_2}{k_2}$

$e_1 = 1E-03\text{m}$  ,  $e_2 = 4E-03\text{m}$  ,  $r_1 = 16E-03 \text{ m}$  ,  $r_2 = 15E-03 \text{ m}$  ,  $r_3 = 10E-04 \text{ m}$ .

$k_1 = 46 \text{ W m}^{-2}\text{K}^{-1}$  conductivité thermique de l'acier.

$k_2 = 0.1 \text{ W m}^{-2}\text{K}^{-1}$  conductivité thermique de l'isolant.

Le calcul donne  $R_{ag} = 0.1538 \text{ W}^{-1} \text{ m}^2\text{K}$ .

### 4. Flux d'échange par le fond du creuset:

Le fond du creuset est garni d'une couche isolante d'épaisseur  $e_{iso} = 40 \text{ mm}$  et d'une couche de ciment d'épaisseur  $e_{ciment} = 10 \text{ mm}$  ( fig 2.2). Le flux de chaleur par conduction à travers le bas du lingot s'écrit:

$$\frac{F_{bas}}{S_{bas}} = \frac{T_b - T_1''}{\frac{e_{iso}}{k_2}} + \frac{T_1''}{\frac{e_{ciment}}{k_{ciment}}} = \frac{T_b - T_{xt}}{R_{bas}}$$

$T_1''$  La température entre la couche d'isolant thermique et le ciment du font du creuset.

Le calcul donne  $R_{bas} = 0.4108 \text{ W}^{-1} \text{ m}^2\text{K}$ .

Le flux de chaleur transitant par le fond est très faible.

### 5 Flux d'échange à travers la surface supérieure du creuset.

A la surface libre du bain liquide, nous supposons que l'écoulement de chaleur s'effectue par rayonnement dans l'air à température  $T_{xt}$ .

$$\frac{F_{sup}}{S_{sup}} = \frac{T_b - T_{xt}}{R_{sup}}$$

$$S_{sup} = \pi \cdot (r_2^2 - r_1^2); R_{sup} = \frac{1}{h_r}$$

$$h_r = \epsilon \cdot \sigma \cdot (T_b^2 + T_{xt}^2) \cdot (T_b + T_{xt}) = 7.5 \text{ W m}^{-2} \text{ K}^{-1}$$

$\epsilon = 0.1$  émissivité de l'aluminium.

Ce terme serait encore plus faible si on tenait compte de la résistance thermique de l'isolant.

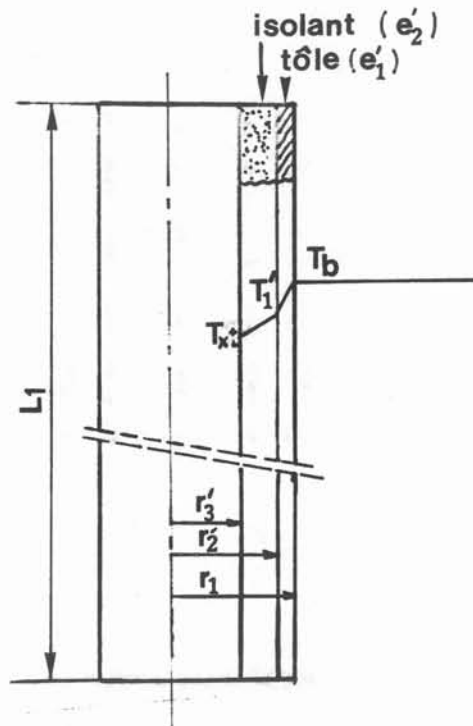


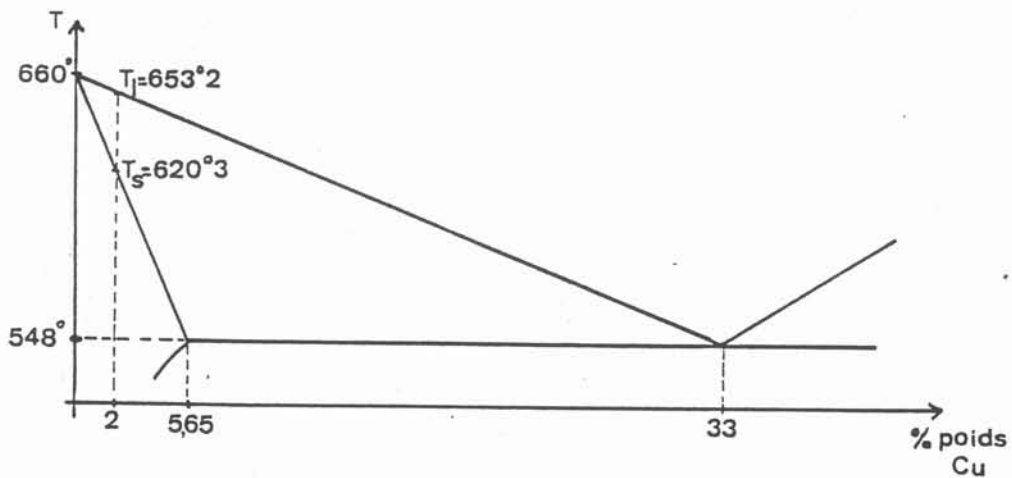
Fig A4.1 Transfert thermique à la surface de l'agitateur

## ANNEXE A.5

### PROPRIETES PHYSIQUES DE L'ALUMINIUM

$\rho$	Masse volumique	2380	$\text{kg. m}^{-3}$
$\nu$	Viscosité cinématique	$1,22 \text{ E } -06$	$\text{m}^2.\text{s}^{-1}$
$\beta$	Coefficient de dilatabilité	$1,16.\text{E } -04$	$\text{K}^{-1}$
$k$	conductibilité thermique du liquide	103.2	$\text{W.m}^{-1}.\text{K}^{-1}$
$C_p$	Capacité calorifique (solide ou liquide)	1080	$\text{J.kg}^{-1}.\text{K}^{-1}$
$\Delta H$	Chaleur latente de diffusion	$4.\text{E } -05$	$\text{J.kg}^{-1}$
$DL$	Diffusivité chimique dans le liquide	$3.2.\text{E } -09$	$\text{m}^2.\text{s}^{-1}$
$\sigma$	Energie interface solide- liquide	0.22	$\text{J.m}^{-2}$
$\Delta S_v$	Entropie de diffusion volumique	$1.04 \text{ E } 06$	$\text{J.K}^{-1}.\text{m}^{-3}$
$N_0$	Densité de sites de nucléation	$1 \text{ E } 18$	$\text{m}^{-3}$
$Q_0$	Fréquence de nucléation par sites	$2 \text{ E } 24$	$\text{s}^{-1}$
$V_A$	Volume atomique	$1.2 \text{ E } -29$	$\text{m}^3$
$T_F$	Température de fusion	933	$\text{K}$
$\Gamma$	Paramètre Gibbs-Thomson	$1.32 \text{ E } -07$	$\text{Km}$
$Pr$	Nombre de Prandtl	$3.\text{E } -02$	
$Sc$	Nombre de Schmidt	406	

### DIAGRAMME DE PHASE DE L'ALLIAGE Al-Cu RICHE EN Al.



1

## REFERENCES





## REFERENCES

G. BATCHELOR

" Mass transfer from small particles suspended in turbulent fluid ", J. Fluid Mech. 98, 3, 1980, 609 - 623.

J. BOUSSINESQ

Men. Pres. Acad. Sci., Paris, vol. 23, 1877. pp. 46

R. B. BIRD, W. E. STEWART, E. N. LIGHTFOOT

" Transport Phenomena". Wiley, 1963.

J. CAMPBELL

Grain refinement of solidifying metals by vibration: a review in "Solidification Technology in the Foundry and Cast House", 1980, The Met. Soc. 1983, pp. 61-69.

J. CAMPBELL

"Effect of vibration during solidification". Int. Met. Rev. 1981 26 (2), pp.71-108.

J. M. CHAIX

" Mesures sur NACHET NS 1500 ", rapport (1988), Institut National Polytechnique de Grenoble, LTPCM, ENSEEG, BP.75 38402 Saint Martin D'Heres Cedex (France).

J. M. CHAIX

"Une introduction au traitement et à l'analyse d'image", document de cours, Institut National Polytechnique de Grenoble, LTPCM, ENSEEG, BP.75 38402 Saint Martin D'Heres Cedex (France).

J. L. CHERMANT

"Développement des techniques d'analyse d'images dans le domaine des matériaux", SPECTRA 2000, No 120, Avril 1987, pp.33-41.

M. COSTER, J. L. CHERMANT

"Précis d'analyse d'images". Edition du CNRS, pp.66-88, 93-98 et 119-160.

M. COUETTE

Ann. Chim., Phys., Vol. 21, pp. 433-510.(1890)

P. DESNAIN, F. DURAND, Y. FAUTRELLE, BLOCH, J. L. MEYER, J. P. RIQUET

"Effects of the electromagnetic stirring on the grain size of industrial aluminium alloys: experiments and theoretical predictions", in "Light metals 1988", L.G. Boxall ed. The Met.Soc. AIME 1988, pp.487-494.

L. A. DORFMAN

"Hydrodynamic Resistance and the heat loss of Rotating Solids", Oliver and Boyd. Ed. 1963, pp. 145-189.

F. DURAND

" Grains de solidification " Extrait de "Solidification des alliages". Edition de physique, Les Ulis 1988/103-731. pp 223 - 242.

F. DURAND et R. ALBERNY

"Le brassage par induction appliqué à la métallurgie d'élaboration et à la solidification".  
Revue Générale de l'Electricité - Année 1987, No1, Janvier. pp 1-14.

T. DUSTIN, W. KURZ

"Modeling of cooling curves and microstructure during equiaxed dendritic solidification", Z.  
Metallkunde 77, 1986, 265.

M. C. FLEMINGS, C. M. ADAMS, E. E. HUCKE and H. F. TAYLOR

"Metal solidification in a flowing stream" Trans. AFS, Vol. 64-39, 1956, pp. 636-639.

M. C. FLEMINGS

"Solidification Processing", Mac Graw Hill (1974).

M. C. FLEMINGS, H. P. UTECH and E. S. MIKSCH

"Effect of fluid flow on solidification structure", Technical Report No. 1, Office of  
Naval Research Contract NONR - 963(09). 1966.

H. FREDRIKSSON, N. EL MAHALAWY, M. TAHA, L. XIANG and L. WANG LOW

"The effect of stirring on the Solidification in Metals". Scand. J. of Metall. Vol. 15, (1986),  
pp.127 .

H. ERMANN SCHLICHTING

"Boundary - Layer Theory". Mc Graw-Hill, 1968.

T. HERSANT, D. JEULIN et P. PARNIERE

"Notions de base de morphologie mathématique utilisées en métallographie quantitative",  
Rapport IRSID, RE 322, Janvier 1976, pp. 1449-1515.

J. H. HOLLOMON, D. TURNBULL

"Nucléation", Prog. Metal Phys. 4 (1953) 333 - 388.

J. D. HUNT

"Steady state columnar and equiaxed growth of dendrites and eutectic". Mat. Science.  
Engineering 65 (1984), pp. 75-83

S. JACOB, M. RICHARD.

Mémoires et Etudes Scientifiques. Rev Met, Vol.80 No 9. 1983.

G. LESOULT, P. NEU and J. P. BIRAT

"Modeling of Equiaxed Solidification Inducted by Electromagnetic Stirring on a Steel  
Continuous Caster", I.U.T.A.M. Symposium on "Metallurgical of  
Magnetohydrodynamics", CAMBRIDGE, ENGLAND, 6-10 September 1982, Edited by  
H.K. MOFFATT and al., The Metals Society (1984).

G. LESOULT

"Solidification des métaux et des alliages". Techniques de l'ingénieur, M58-1 à M58-25.

H. W. Mc ADAMS

"Transmission de chaleur" Dunod 1964.

C. MASCRE

"Effects des vibrations sur les alliages en fusion ou en cours de solidification". Fonderie 200, pp.361-375, 1962.

I. MAXWELL et A. HELLAWELL

"A simple model for grain refinement during solidification". Acta Metall. 23, pp. 229-237 (1975).

J. L. MEYER

"Influence de la convection naturelle ou du brassage électromagnétique sur la solidification de lingots d'aluminium". Thèse de Doctorat-Ingénieur INPG - 1983

J. L. MEYER, F. DURAND

"Analyses of the transient effects of convection during solidification, with or without electromagnetic Stirring". Proc. conf. "Modeling of casting and welding Processes -2.

N. MORI, M. UCHIYAKA, K. OGI and K. MATSUDA

"Effect of Fluid Flow on the Solidification Structure and Macrosegregation of Vertically Solidified Al-Cu and Al-Mg Alloys". Nippon Kinzoku Gakkaishi, Vol.42 (03), 1978, pp. 249-255.

M. MOUKASSI, S. SELLA et G. LESOULT

"Etude expérimentale de l'influence de la vitesse de circulation du liquide sur la désorientation des grains colonnaires". Comm.Journées Métallurgiques d'Automne, Paris, 14-16 Octobre 1986.

M. MOUKASSI et G. LESOULT

"Etude sur maquette transparente de quelques effets du brassage sur le déroulement de la solidification des alliages modèles". Comm. Journées d'information Rotelec, Monte-Carlo 17-18 Novembre 1986.

S. OKANO, T. NISHIMURA, H. OOI and T. CHINO

"Relation between Inclusion and growth Directions of Columnar Dendrites in Continuously Cast Slabs". Tetsu-to- Hagané, Vol.61, (14), 1975, pp. 2982.

R. F. POLICH, M. C. FLEMINGS

" Mechanical Properties of Unidirectionnal Steel Castings " Trans. AFS, Vol. 73 (1965), pp. 28-33.

P. RAFFINOT

"Granulométrie". Techniques de l'ingénieur, pp 555-1 à pp 555-20.

M. RAPPAZ and PH. THEVOZ

"Solute diffusion model for equiaxed dendritic growth". Acta metall. Vol. 35, No7, pp. 1487-1497, 1987.

M. RAPPAZ and PH. THEVOZ

"Solute diffusion mode for equiaxed dendritic growth : analytical solution". Acta metall.  
Vol. 35, No12, pp. 2929-2933, 1987.

J. H. RICHARDSON

"Optical microscopy for the materials sciences". Marcel Dekker (1971), p.310.

T. TAKAHASHI, K. ICHIKAWA and M. KUDOU

"Effect of fluid Flow on Macrosegregation in Steel Ingots", in Solidification and Casting of  
metals, The Metal Society, pp.331-333. 1977.

T. TAKAHASHI, K. ICHIKAWA, M. KUDOU and K. SHIMAHARA

"The Effect of Fluid Flow on the Macrosegregation in Steel Ingot".  
Trans. I.S.I.J, 16, (1976), pp.283-29.

G. T. TAYLOR

" Stability of a Viscous Liquid Contained Between Two Rotating Cylindres" , Phil. Trans.,  
ser. A, Vol. 223, pp. 289-343.

J. F. SACADURA

"Initiation aux transferts thermiques ", Technique et Documentation 1980.

F. WHITE

"Viscous Fluid Flow". Mc Graw Hill 1974, pp. 117 - 119, et 453-493.

A U T O R I S A T I O N de S O U T E N A N C E

VU les dispositions de l'Arrêté du 23 novembre 1988 relatif aux Etudes doctorales

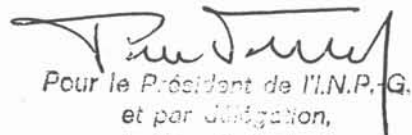
VU les rapports de présentation de

- Monsieur Gérard LESOULT
- Monsieur Michel SUERY

Monsieur NGUYEN THANH Linh

est autorisé(e) à présenter une thèse en soutenance en vue de l'obtention du diplôme  
de DOCTEUR de L'INSTITUT NATIONAL POLYTECHNIQUE DE GRENOBLE, spécialité  
"Sciences des Matériaux et Métallurgie"

Fait à Grenoble, le 07 Décembre 1989

  
Pour le Président de l'I.N.P.-G.  
et par délégation,  
le Vice-Président  
P. VERRIERE



**Thèse de Doctorat de l'Institut National  
Polytechnique de Grenoble**

*Titre de l'ouvrage :*

**SOLIDIFICATION EN BRASSAGE ROTATIF  
D'UN ALLIAGE AL - Cu**

*Nom de l'auteur :*

**NGUYEN THANH LINH**

*Etablissement :*

**Institut National Polytechnique de Grenoble**

**RESUME**

L'influence du brassage rotatif sur la structure de solidification d'un alliage Al-Cu est étudiée dans différentes conditions de refroidissement. Le dispositif expérimental est commun à toutes les expériences. Il est constitué d'une lingotière mince, refroidie par eau ou par air. Le métal liquide est brassé par un agitateur. Des enregistrements de température par thermocouples montrent clairement trois régimes : refroidissement du liquide, pseudo-plateau, refroidissement du solide. Les phénomènes de recalescence sont fortement liés avec la taille de grains.

Les lingots sont caractérisés par métallographie. La taille des grains équiaxes est mesurée par plusieurs méthodes d'analyse d'image. La proportion de zone équiaxe est fonction du brassage et du refroidissement. La frontière colonnaire-équiaxe est déterminée sur les macrographies. Elle est calculée à partir des courbes de refroidissement. L'angle des grains colonnaires dépend du brassage, de la position dans le lingot et du gradient thermique du solide à l'interface. La taille de grains équiaxes est fonction du refroidissement. Le brassage non seulement diminue la taille moyenne, mais aussi resserre l'étalement de la distribution. Le modèle de Desnain est appliqué pour calculer la taille de grains équiaxes.

Les caractéristiques hydrodynamiques de l'écoulement ont été mesurées sur de l'eau. Ces mesures ont permis de déterminer les paramètres du transfert turbulent, ce qui a permis de trouver de façon théorique l'influence du brassage sur la vitesse de refroidissement.

**MOTS CLES**

Solidification ; Grain de solidification ; Alliage Al-Cu ;  
Brassage ; Ecoulement turbulent ; Courbes de  
refroidissement ; Recalescence.